

وزارة الجامعات
Ministère aux Universitaires

200

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT: METALLURGIE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

CARACTERISATION DES ACIERS INOXYDABLES

FERRITIQUE ET AUSTENITIQUE UTILISES

EN COUTELLERIE.

Proposé par :
M^r.B.DJAOUDI

Etudié par :
M^{rs}M.KISSOUM

Dirigé par :
M^r.K.ABADLI

PROMOTION

JUIN 1991

-0o0-  E D I C A C E S -0o0-

Je dédie ce modeste travail :

- A mon grand-père
- A mes très chers parents
- A mon mari
- A Mon fils Lamine
- A mon neveu Aghiles
- A mes frères et mes soeurs
- A mes tantes
- A mes beaux-frères
- A tous mes Amis

--- REMERCIEMENTS ---
=====

Je tiens avant tout à remercier Monsieur ABADLI pour son aide précieuse et ses conseils tout au long de la réalisation de ce projet.

Je tiens également à remercier :

- les membres du jury qui m'honorent de juger ce modeste travail
- A Monsieur B. DJAOUDI et le Personnel de B.C.R, qui m'ont beaucoup aidé.
- Aux secrétaires, Mme BENAMARA et Melle Z.ZOUAOUI
- A tout les professeurs qui ont contribué à ma formation sans oublier tout ceux qui ont contribué de près ou de loin à la réalisation de ce projet.

--- PLAN DE TRAVAIL ---

Introduction :

Partie Théorique

Chapitre I :

Métallographie des aciers inoxydables ferritique et austéritique.

1.1	: Les aciers au carbone	1
1.1.1	: Diagramme fer- cémentite	
1.1.2	: Les constituants stables qui apparaissent dans le diagramme d'équilibre	
1.1.2.1	: La ferrite	
1.1.2.2	: Austénité	
1.1.2.3	: Cémentité	
1.1.2.4	: Perlité	
1.1.3	: Traitement de normalisation	
1.1.4	: Classification des aciers au carbone à l'état normalisé.....	
1.1.4.1	: Classification technique	
1.1.4.2	: Classification micrographique	
1.1.5	: Propriétés mécanique des aciers au carbone à l'état normalisé	
1.2	: Influence du chrome et du Nickel.....	
1.2.1	: Influence du chrome	
1.2.2	: Influence du Nickel	
1.3	: Aciers inoxydables Ferritiques et austénitiques	
1.3.1	: Aciers ferritiques	
1.3.1.1	: Classification des aciers ferritiques.....	
1.3.1.2	: Diagramme d'équilibre FE-CR.....	
1.3.1.3	: Influence du carbone.....	
1.3.1.4	: Précipitation de carbures.....	
1.3.1.5	: Structure de l'alliage Z8C17.....	
1.3.1.6	: Traitement thermique.....	
1.3.2	: Aciers inoxydables austénitiques	
1.3.2.1	: Diagramme d'équilibre	
	binaire FE - NI	
1.3.2.2	: Diagramme ternaire FE-CR-NI	

1.3.2.3 : Influence du carbone

1.3.2.4. : Structure de l'acier Z6 CN 18.09.....

1.3.2.5 : Traitements thermiques.....

C H A P I T R E II .

Comportement mécanique des aciers inoxydables ferritiques et austénitiques.

2 : Introduction

2.1 : Déformation plastique.....

2.1.1 : Déformation d'un monocristal.....

2.1.2 : Déformation des polycristaux

2.1.3 : Lois d'ecrouissage

2.1.4 : Influence de la température

2.1.5 : Influence de la vitesse de déformation.....

2.1.6 : Influence de la taille des grains.....

2.2 : Durcissement

2.2.1 : Durcissement par ecrouissage

2.2.2 : Durcissement dans les solutions solides.....

2.2.2.1 : Interaction des dislocations avec les impuretés.....

2.2.2.2 : Effet de la taille.....

2.2.2.3 : Effet de module.....

2.2.3 : Texture d'ecrouissage

2.2.3.1 : Métaux cubiques à faces centrées

2.2.3.2 : Métaux cubiques à maille centrée.....

2.2.4 : Caractéristiques de l'ecrouissage

2.3 : Ecrouissage des aciers inoxydables X 8C 17 ET C5 CN 18-09..

2.3.1 : Comportement de l'acier X 8 C 17.....

2.3.1.1 : Etat recuit.....

2.3.1.2 : Etat ecroui.....

2.3.2 : Comportement de l'acier X 5 CN 18-09

2.3.2.1 : Etat recuit
 2.3.2.2 : Etat ecrouit.....
 2.3.2.3 : Etat trempé.....

C H A P I T R E III

Technologie de fabrication des couteaux.

3.1 : Définition du couteau.....
 3.2 : Technologie de fabrication.....
 3.2.1 : Fabrication de couteau M.....
 3.2.2 : Fabrication du couteau H
 3.3 : Usure des aciers surfaces métalliques
 2.3.1 : Facture d'usure
 3.3.1.1 : Caracteristiques de l'organe.....
 3.3.1.2 : Caracteristiques d'une surface métalliques.....
 3.3.1.2.1 : Finition de surface.....
 3.3.1.2.2 : Traitement de surface.....
 3.3.1.2.3 : Conditions opératoires.....
 3.3.1.2.4 : Temps de fonctionnement.....
 3.3.1.2.5 : Lubrification
 3.3.1.2.6 : Le frottement.....
 3.3.1.2.7 : Principaux types d'usure.....

Partie Pratique :

C H A P I T R E IV :

METHODE EXPERIMENTALE :

4.1 : Matériaux étudiés
 4.1.1 : Acier inoxydable ferritique (Z8 C 17).....
 4.1.1.1 : Etat de livraison.....
 4.1.1.2 : Composition chimique.....
 4.1.1.3 : Structure micrographique.....
 4.1.1.4 : Caracteristiques physiques
 4.1.1.5 : Caracteristiques mecaniques.....

4.1.2 : Acier inoxydable austenitique Z5 CN 18-09.....

4.1.2.1 : Etat de livraison.....

4.1.2.2 : Composition chimique

4.1.2.3 : Structure micrographique

4.1.2.4 : Caractéristiques physiques.....

4.1.2.5 : Caractéristiques mécaniques.....

4.2 : Techniques experimentales

4.2.1.: Analyse chimique

4.2.2 : Etude metallographique :.....

4.2.2.1 : Analyse macrographique

4.2.2.2 : Analyse micrographique.....

4.2.2.3 : Essais mécaniques.....

Chapitre V :

Résultats experimentaux :

5.1 : Evolution structurale

5.1.1. : Acier X8C17.....

5.1.2. : Acier X6CN18-09.....

5.2 : Evolution de la dureté.....

5.2.1. : Acier X8C17.....

5.2.2. : Acier 6CN18-09.....

5.2.3. : Comparaison du comportement des deux nuances.....

5.2 : Comportement de la surface.....

5.3.1. : Acier X8C17.....

5.3.2. : Acier X6CN18-09.....

Chapitre VI : Interpretation des résultats

C O N C L U S I O N

--- I N T R O D U C T I O N ---

L'entreprise Boulonnerie Coutellerie Robinetterie de Bordj-Menaïel alimente le marché National en Couverts et Coutellerie de grande qualité. Une partie de la production est destinée à l'exportation car les produits fabriqués ont acquit une bonne considération. Parmi les produits fabriqués figurent les Couteaux destinés à l'usage ménager et de Couteaux de qualité Orfèvre. Les Couteaux sont respectivement en aciers Inoxydables ferritique et Austénitique.

Au cours du processus de fabrication on a constaté que contrairement à l'acier austénitique qui s'adapte bien aux différentes étapes du processus de fabrication pour donner un Couteau répondant parfaitement aux normes exigées, le Couteau d'usage ménage en acier ferritique présente un problème d'adaptation au cours du formage ; A la fin du processus, on constate la présence de défauts d'usure telle que piqures, rayures, écaillage, ...etc.

L'objet de notre travail consiste à étudier le comportement des deux nuances au cours du processus de déterminer les modifications de structure, des caractéristiques mécaniques et de l'état de surface des lames.

Les travaux ont été réalisés à l'unité B.C.R de Bordj-Menaïel et au département de métallurgie de l'école National Polytechnique. Dans le présent mémoire, nous avons consacré.

- Une partie bibliographique afin de connaître les matériaux utilisés et la technologie de fabrication du couteau .
- Un chapitre destiné aux matériaux étudiés et aux techniques expérimentales.
- Une partie contenant les résultats expérimentaux .
- Un chapitre pour l'interprétation des résultats et propositions.

Marie

Cherique

M E T A L L O G R A P H I E D E S A C I E R S

I N O X Y D A B L E S F E R R I T I Q U E S E T

A U S T E N I T I Q U E S

1-1- LES ACIERS AU CARBONE :

INTRODUCTION :

Les aciers au carbone sont des alliages Fe - C qui peuvent être complètement homogénéisés par chauffage à une température choisie à l'état d'austénite. Cette définition permet de désigner les aciers comme des alliages Fe - C contenant au plus 2,1 % C. Ce pourcentage en carbone est en fait la solubilité maximale du carbone dans l'austénite qui est atteinte vers 1140 °C.

(figure 1).

Dans les aciers au carbone industriel, les autres éléments présents peuvent être classés en trois catégories :

1/- éléments d'élaboration qui sont inévitables mais qui sont maintenus à un certain taux à cause de leurs effets sur la structure et les propriétés il s'agit du silicium et du manganèse.

a- Effet du manganèse :

Le manganèse est un élément gamagène il étend le domaine austénitique et retrecit le domaine ferritique.

Il a une tendance carburigène il remplace partiellement le fer dans la cémentite pour former le composé $(Fe, Mn)_3C$.

Il confère à l'acier une bonne aptitude à la pénétration de trempé. Il abaisse les températures M_s et M_f ainsi que la teneur en carbone et la température de la transformation perlitique.

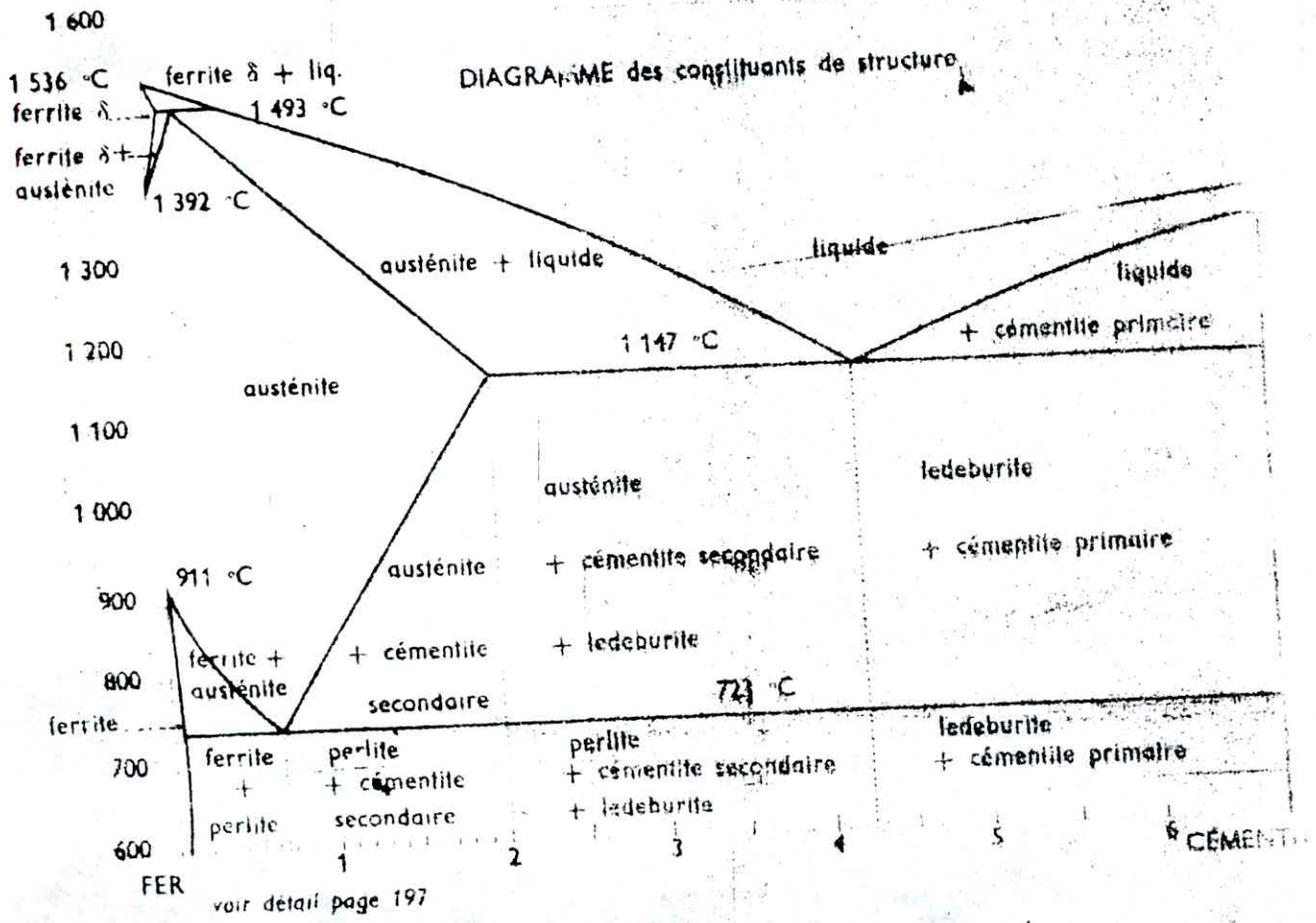


Figure 1 : Diagramme Fer - carbone

Les aciers au manganèse ont une bonne ductilité et une bonne résistance à l'usure.

b - Effet du silicium :

Le silicium est alphasène il est relativement soluble dans la ferrite avec laquelle il forme une solution solide de substitution. La limite de solubilité est 2 % Si. Le silicium abaisse la teneur en carbone et augmente la température de transformation perlitique. L'addition de carbone dans les alliages Fe - Si conduit à l'augmentation de la solubilité du silicium dans l'austenite. Pour une addition de 0,5 % C , cette solubilité atteint 8 % à 1180°C. Le silicium a un effet bénéfique sur la limite élastique.

2/ - éléments nuisibles

éléments inévitables imparfaitement éliminés lors de l'élaboration tels le soufre et le phosphore.

3/ - éléments d'addition

éléments introduits volontairement à l'acier pour lui conférer soit des propriétés structurales des propriétés mécaniques, et un comportement aux traitements thermiques spéciales soit pour améliorer sa tenue à la corrosion. Les éléments les plus utilisés sont : Cr, Ni Mo, V, W, Nb, etc. Les aciers contenant des éléments d'addition sont dits alliés.

1-1-1 Diagramme fer - cémentite :

Les aciers au carbone à l'état normalisé sont complètement décrits par le diagramme d'équilibre Fe- cémentite (figure 1) Ce diagramme s'étend depuis le fer pur jusqu'à la cémentite pure qui contient 6,67 % de carbone.

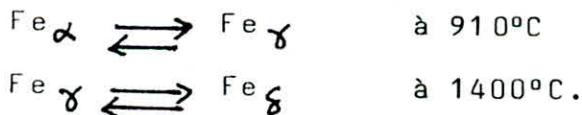
.../...

Le diagramme Fe^R - Cementite dans le domaine des aciers fait apparaître les transformations suivantes :

- Solidification de la ferrite et de l'austenite
- 1 - Transformation peritectique qui se produit à 1490°C lorsque la ferrite atteint la composition 0,1 % C (figure 2).
- 2 - Transformation $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ qui se produit dans les aciers dont la composition est inférieure à 0,85 %C
- 3 - Transformation eutectoïde qui se produit à 723 °C lorsque l'austenité atteint la composition de 0,85% C.
- 4 - Précipitation de la cementite à partir du carbone rejeté par l'austenité entre 1140°C et 723°C (cementite secondaire) et à partir du carbone rejeté par la ferrite au cours du refroidissement au dessous de 723°C (cementite tertiaire).
- 1-1-2 - Les constituants stables qui apparaissent dans le diagramme d'équilibre sont :

1-1-2-1 La ferrite :

Solution solide, d'insertion du carbone dans les sites tétraédriques du fer α cubique centré. l'existence d'une allotropie du fer



explique l'existence de la ferrite aux basses température (ferrite α) et aux températures élevées (ferrite δ).

a- Ferrite α : (figure 3)

- structure : cubique centrée
- densité : 7,87 g / cm³
- paramètre de la maille 2,86 Å à 20°C
- ferromagnétique : point de curie : 768°C
- la solubilité du carbone est très faible. pratiquement nulle à la température ambiante elle atteint sa valeur

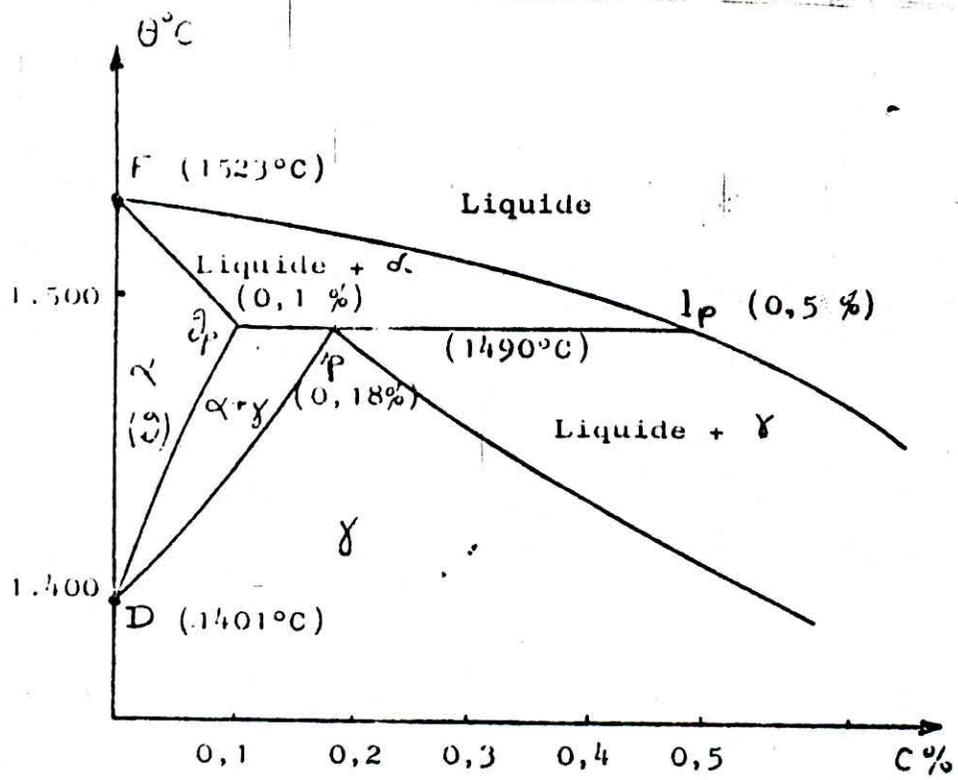


Figure 2 : Transformation peritectique dans l'acier

maximale (0,025 %C) à 723°C. Cette faible solubilité s'explique par la grande dispersion des nombreux sites (3 sites T par site du réseau) malgré le vide important existant dans la maille (32 % en volume)

- b - Ferrite δ : même structure que en ferrite α . Elle admet une solubilité plus importante en carbone. Le taux maximal de 0,1 % C est atteint à 1490°C.

La ferrite α se forme au cours de refroidissement :

- 1/- Soit directement à partir de l'austénité dans les aciers contenant moins de 0,85 %C au dessus de 723°C. Cette ferrite est appelé proeutectoïde. Elle se présente dans les joints de grains δ sous forme de cristaux équiaxe aux contours polyédriques irréguliers nets et jointifs. La taille des grains est variable à cause de la distribution statistique des grains dans le plan examiné. La morphologie de la ferrite proeutectoïde est influencée par deux paramètres.

- a - Teneur en carbone :

La croissance de la ferrite dépend de la cinétique d'évacuation du carbone en excès vers l'austénité. La diffusion du carbone est d'autant plus difficile que le taux initial en carbone est important

- b - Vitesse de refroidissement :

Pour une vitesse de refroidissement très faible la forme des grains est polyédriques, les contours sont arrondis. Une augmentation de la vitesse de refroidissement, les angles et les arêtes sont plus vifs. Lorsque la vitesse est élevée, la structure est aciculaire.

Cette influence de la vitesse de refroidissement s'explique par la vitesse d'évacuation de la chaleur dégagée.

2/- Soit par transformation eutectoïde de l'austénite à 723 °C.

La structure de la ferrite est lamellaire.

Au cours du refroidissement au dessous de 723 °C la ferrite s'appauvrit en carbone et le carbone rejeté précipite à l'état de cémentite (cémentite tertiaire).

1-1-2-2 Austenite

Solution solide d'insertion du carbone dans le fer δ de structure cubique à faces centrées.

Les caractéristiques de cette phase :

- structure cfc
- paramagnétique
- solubilité en carbone :

beaucoup plus importante que celle de la ferrite. Elle atteint 2,1 % C en poids à 1145 °C. Au cours du refroidissement de l'austénite entre 1145 °C et 723 °C, la solubilité diminue et le carbone rejeté précipite à l'état de cémentite (cémentite secondaire) La bonne solubilité du carbone est due à l'importance de la taille des sites octaédriques du fer δ aux températures élevées. ($r_s = 0,52 \text{ \AA}$) malgré la compacité de la structure. l'austénite se présente sous forme de cristaux polyédriques irrégulier aux angles nets. La taille des grains est variable (figure 4)

1-1-2- 3 Cémentite : carbure de fer de formule Fe_3C et contenant 6,67% C en poids.

Ces caractéristiques sont :

- structure orthorhombique.

$$a = 4,52 \text{ \AA}$$

$$b = 5,02 \text{ \AA}$$

$$c = 6,74 \text{ \AA}$$

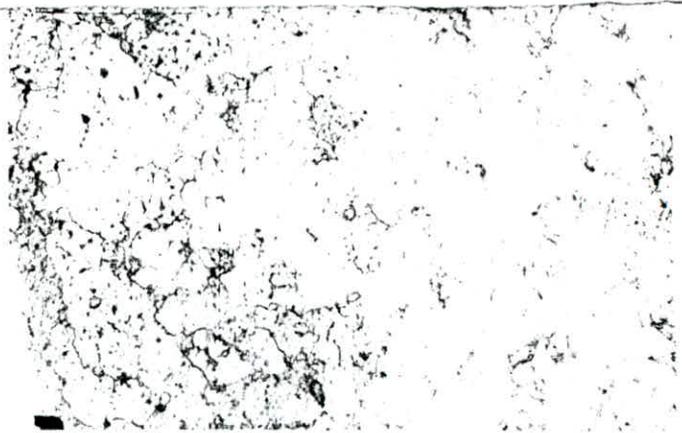
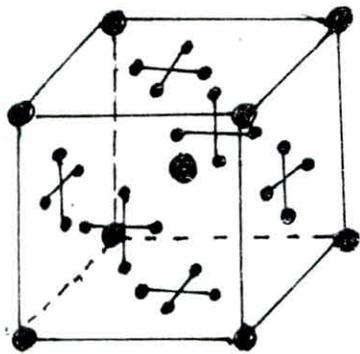


Figure 3 : Ferrite

- Positions d'atomes de Fer
- Positions possibles d'atomes de carbone

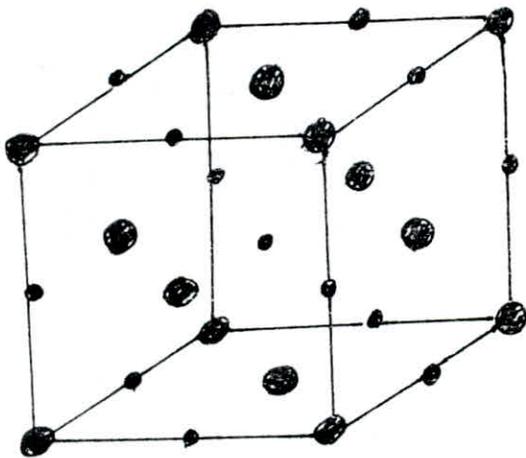


Figure 4 : Austenité

- Positions d'atomes de fer
- Positions possibles d'atomes de carbone.

- densité : 7,82 g/cm³
- ferromagnétique : point de Curie : 212 °C

La cémentite est plus soluble dans l'austénite que le graphite. Elle est stabilisée par certains éléments : S, Te, N, Mn, Co et Mg (figure 5).

La cémentite se forme par précipitation. On distingue celle formée au-dessus de 723 °C à partir de l'austénite (cémentite secondaire ou proeutectoïde, la cémentite formée à 723 °C par transformation eutectoïde de l'austénite et enfin la cémentite formée par précipitation à partir de la ferrite (cémentite tertiaire) la proportion de cette dernière est, en fait, négligeable. Du point de vue structural on distingue deux types de morphologie :

- Cémentite proeutectoïde :

Elle apparaît pour les aciers contenant entre 0,85% C et 2,10% C formée aux joints de grains austénitiques, elle se présente sous forme d'aiguilles claires plus déclinées que la ferrite. Elle est en relief par rapport à la perlite.

- Cémentite eutectoïde ou perlitique :

Elle apparaît sous forme de lamelles à côté de lamelle de ferrite.

1-1-2-4 Perlite

C'est le constituant qui apparaît à 723 °C par transformation eutectoïde de l'austénite.

$\gamma \rightleftharpoons$ perlite à 723 °C. La perlite a grégat de ferrite et de cémentite se forme aux joints des grains de l'austénite sous forme de colonies. Une colonie de forme plus ou moins sphérique est constituée de lamelles alternées de ferrite et de cémentite parallèles et normales aux joints :

Le développement se fait perpendiculairement joint par la croissance des lamelles et parallèlement aux joint par la formation de nouvelles lamelles. La croissance d'une colonie s'arrête lorsqu'elle heurte d'autres colonies en croissance. La direction des lamelles change d'une colonie à l'autre : la distance interlamellaire (épaisseur des lamelles) dépend de la température de formation de la vitesse de refroidissement et de la composition. Pour une température élevée et une vitesse de refroidissement faible les lamelles sont épaisses. La finesse des lamelles augmente avec l'abaissement de la température et une augmentation de la vitesse de refroidissement. Le rapport des épaisseurs de ferrite et de cémentite demeure pratiquement constante ($d_{\alpha} = 7 d_{cem}$).

Afin de pouvoir comparer de façon efficace des aciers de nuances et des états différents on a défini un état de référence ou état normalisé (figure 6)

1-1-3 Traitement de normalisation

Le traitement consiste en :

- 1)- Austénisation et homogénéisation à une température convenable
- 2)- Refroidissement depuis θ_j jusqu'à l'ambiante avec une vitesse assez faible (environ 0,5 °C/s) pour que la transformation perlitique ait le temps insuffisant pour se produire (diffusion complète du carbone). La cinétique de transformation est décrite par les diagrammes III (figure 7a)

1-1-4 Classification des aciers au carbone : à l'état normalisé

1-1-4-1- Classification technique :

Elle est basée sur les propriétés mécanique, propriétés trempabilité. Selon la teneur en carbone on distingue plusieurs nuances :

Martensite
en lattes
(% C = 0,15)
(× 250)

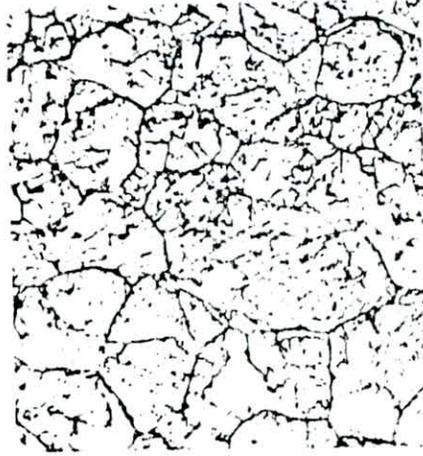


Figure 5 : Martensite en lattes (% C = 0,15) (X 250)

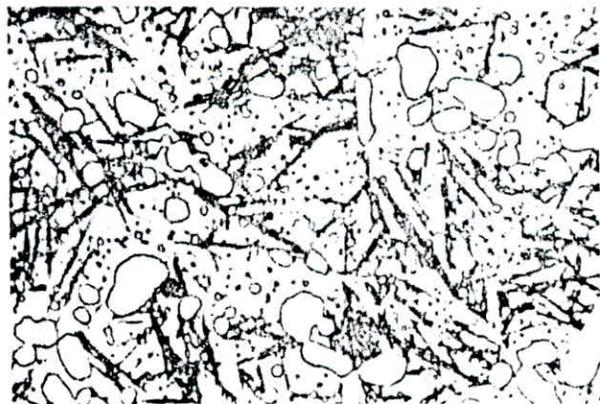


Figure 6 : Perlite

XC 38

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %
0.36	0.58	0.22	0.020	0.015	0.25	0.08	<0.01	0.50

Austénisé à : 825° 1/4 h Grosseur du grain : 10

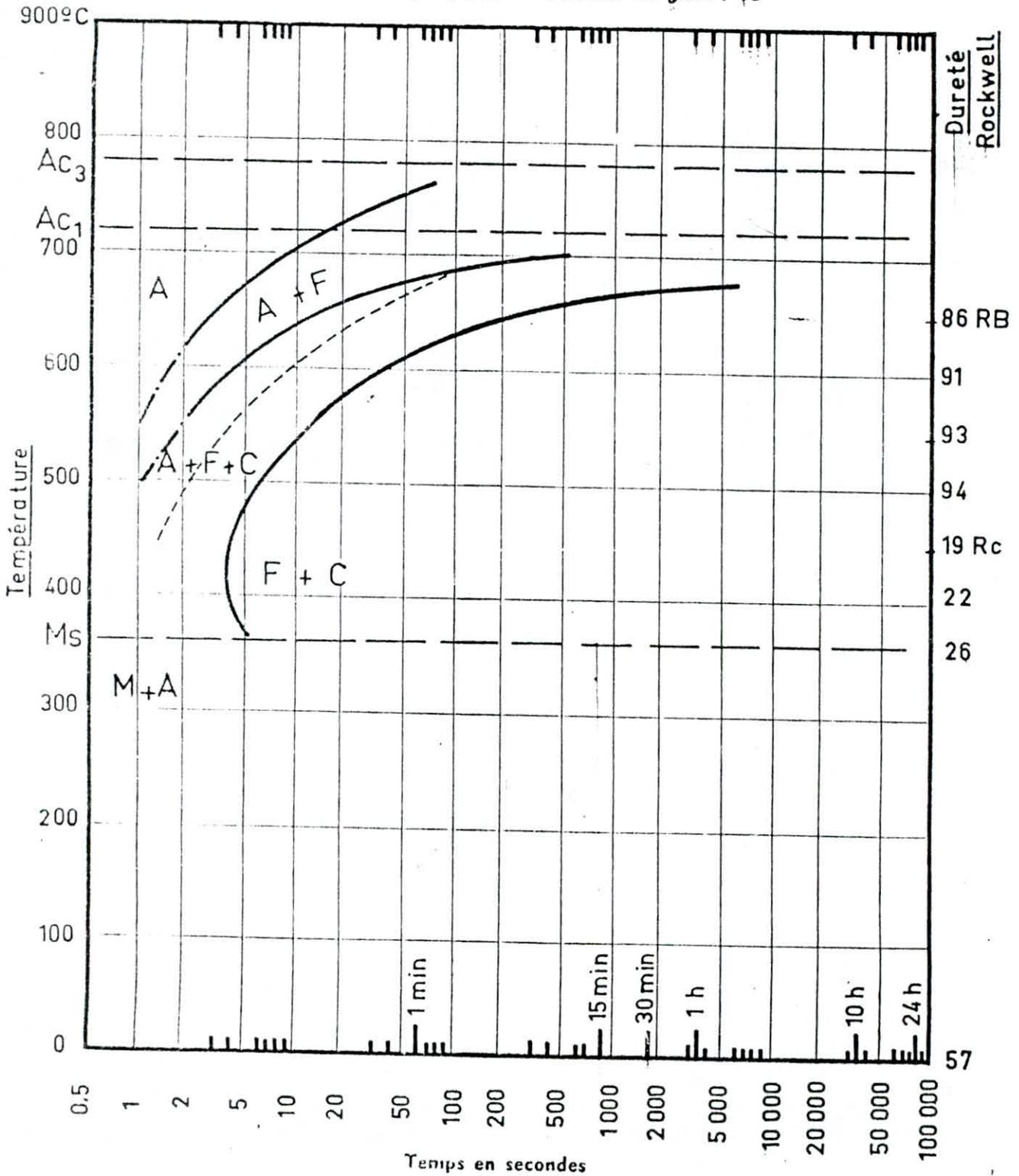


Figure 7 a : Diagramme TTT d'un acier au carbone

extradoux	$C < 0,1 \%$
doux	$0,1\% < C < 0,25 \%$
mi doux	$0,25 \% < C < 0,4 \%$
mi dur	$0,4 \% < C < 0,6 \%$
dur	$0,6 \% < C < 1,0 \%$
extra dur	$C > 1,0 \%$

1-1-4-2 - Classification micrographique :

D'après le diagramme Fe - Cementite on distingue selon la teneur en carbone :

1/- Acier hypoeutectoïde ($C < 0,85 \%$). Ces aciers sont constitués de ferrite proeutectoïde formée aux joints des anciens grains γ et de perlite. Ferrite proeutectoïde entoure la perlite.

2/- Acier eutectoïde ou perlitique ($C = 0,85$).

La structure est entièrement perlitique. Les directions des lamelles **et** les formes des colonies permet de rappeler la forme des anciens grains γ .

3/- Acier hypereutectoïde de : ($0,85 < C < 2,1$)

Ils sont constitués de cementite proeutectoïde et de perlite. La cementite apparaît en relief par rapport à la perlite.

Les aciers hypereutectoïdes ne sont pas utilisés dans la gamme des aciers au carbone mais dans la gamme des aciers alliés.

On peut par observation directe au microscope ou sur une photographie déterminer :

a- La nature des constituants et classer l'acier en hypoeutectoïde ou hypereutectoïde.

b- La proportion des phases et des constituants en estimant les proportions des surfaces de perlite ou de cementite.

c- La teneur en carbone de l'acier.

1-1-5 - Proprietes mecaniques des aciers au carbone à l'état normalisé :

Les caractéristiques des phases et des constituants micrographiques des aciers au carbone sont regroupés dans le tableau suivant : On peut constater que la cémentite, phase très dure et très fragile a un allongement nul. Ce qui ne permet pas de définir sa résistance.

Tableau 1 : Caractéristiques mécaniques des constituants des aciers au carbone.

Caractéristique Constituant	R (Kg/mm ²)	A (%)	HB (Kg/mm ²)
Ferrite	28	50	80
Perlite	80	10	200
Cémentite	-	0	700

La variation des propriétés des aciers avec la teneur en carbone est illustrée dans la figure 7b. On peut à partir de cette figure conclure que :

- 1/- Une augmentation du taux de carbone entraîne une augmentation de résistance et la dureté et une diminution de l'allongement.
- 2/- Pour un taux donné en carbone une structure à grain fin est plus résistante (R et HB élevées) qu'une structure à gros grain plus plastique avec un allongement plus élevé.

La forte dispersion est due aux variations de la taille des grains.

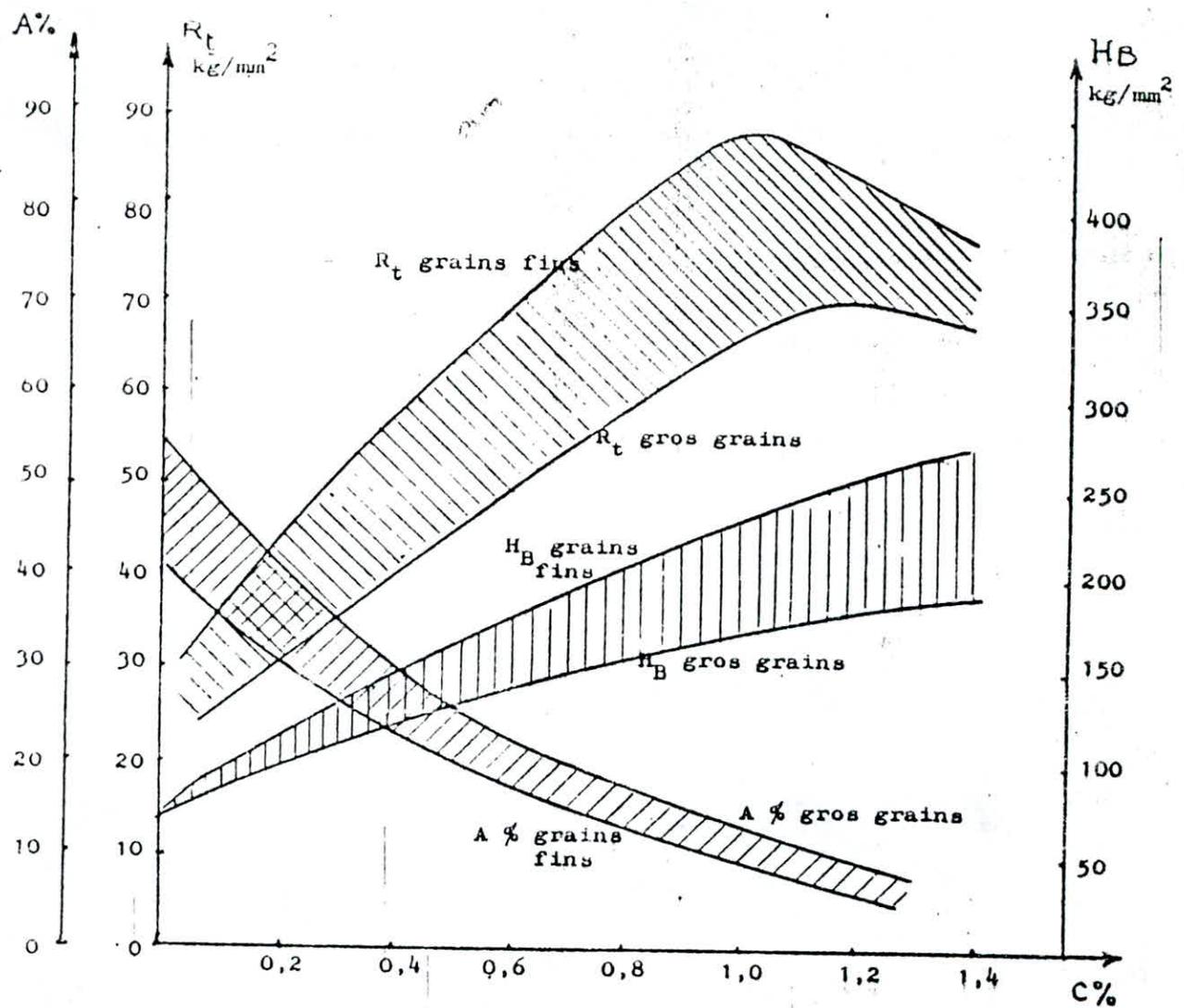


Figure 7b - Variations des caractéristiques mécaniques des aciers au carbone normalisés en fonction de leur teneur en carbone.

R_t = charge de rupture à la traction
 $A \%$ = allongement à la rupture
 H_B = dureté Brinell

A l'état normalisé, on peut déterminer les caractéristiques à partir de la structure.

pour un acier constitué de F% ferrite et P% perlite

$$R_t = (R_t)_F \%F + (R_t)_P \%P$$

$$R_t = \frac{28}{100} F + \frac{80}{100} P$$

$$R_t = 0,28F + 0,80 P$$

$$P = 100 - F$$

$$R_t = 0,28 (100 - P) + 0,8 P$$

$$R_t = 28 - 0,28 P + 0,8 P$$

$$R_t = 2,8 + 0,52 P$$

en fonction du taux de carbone :

$$R_t = 28 + \frac{0,52}{0,85} C 100$$

$$R_t = 28 + 60 C$$

1-2- INFLUENCE DU CHROME ET DU NICKEL

1-2-1 Influence du chrome :

Le chrome est un élément alphagène, il retrecit le domaine austénitique et étend le domaine ferritique. L'abaissement du point de transformation A_3 et le relèvement du point A_4 conduit à la formation d'une boucle contourant le domaine monophasé (figure 8). Le chrome diminue la solubilité du carbone dans l'austenite, il influe sur la transformation perlitique par l'abaissement de la teneur en carbone et par l'accroissement de la température de la transformation eutectoides. (figure 9).

Le chrome se trouve dans l'acier inoxydable sous la forme :

- en solution solide dans la ferrite
- sous forme de carbures
- sous forme de composé intermétallique Fe Cr
- en solution dans les inclusions type Cr X O_y.

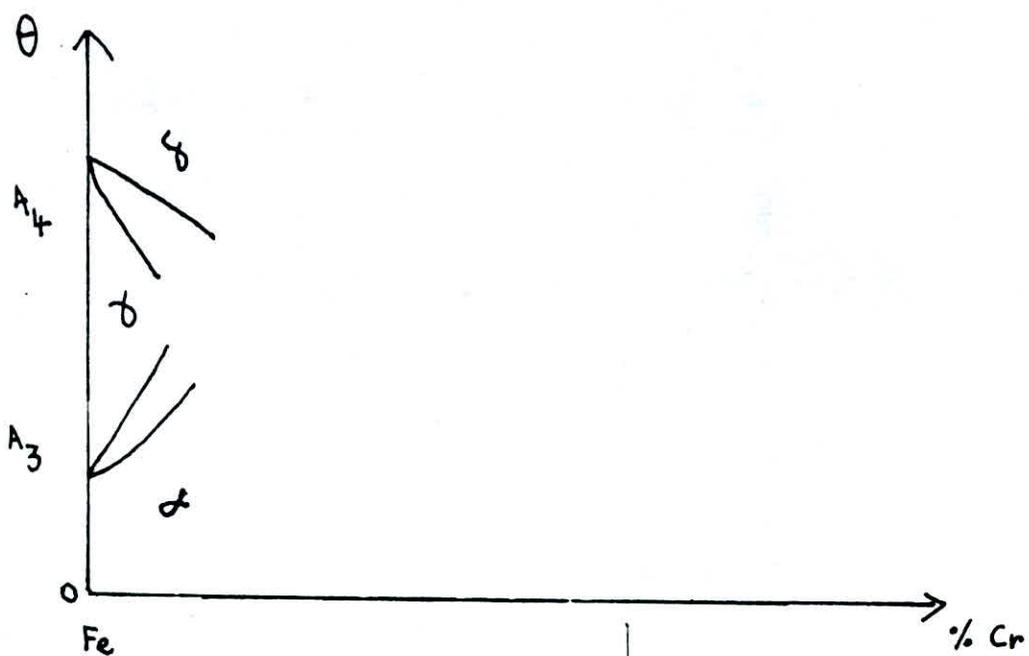


Figure 8 : Influence du taux de chrome sur les points de transformations.

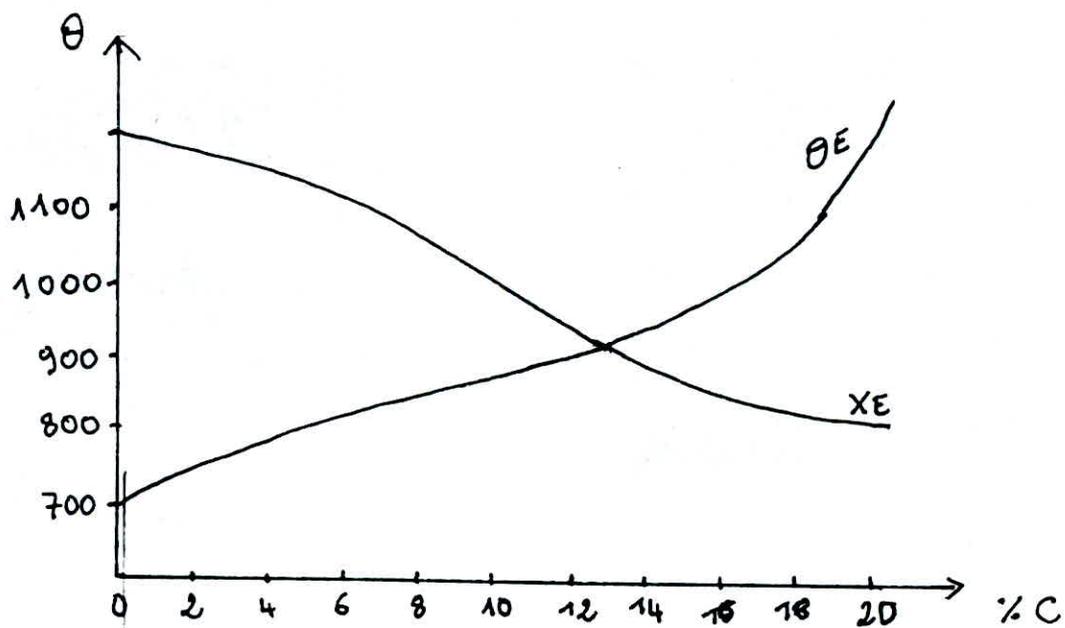


Figure 9 : Influence du chrome sur la transformation

- sous la forme d'une couche Cr_2O_3 à la surface de l'acier.
L'effet le plus remarquable du chrome sur l'acier est la formation d'une couche protectrice de Cr_2O_3 à la surface de l'acier. Cette couche confère à l'acier une excellente résistance à la corrosion. L'influence du chrome sur les caractéristiques mécaniques se traduit par :

- une légère augmentation de la dureté de la ferrite.
- une augmentation considérable de l'élasticité.
- une augmentation de la résistance par revenu liée à la formation des carbures spéciaux plus difficilement coalescibles lors de la transformation martensitique.
- bonne résistance au choc et à l'usure.
- bonne aptitude à la trempe.

1-2-2- Influence du nickel

Le nickel est un élément gammagène, il agrandit le domaine en stabilisant l'austénite. Le nickel est soluble en toutes proportions dans l'acier à l'état liquide et à l'état solide. (figure 10). Le nickel n'a pas tendance à la formation de carbures. Aucun composé intermétallique n'a été mis en évidence. Le coefficient de partage entre l'austénite et les carbures χ_c/χ_γ est pratiquement nul. La teneur en carbone et la température de la transformation perlitiques sont abaissées (figure 11). Le nickel s'oppose au grossissement du grain ferritique par chauffage prolongé, ce qui permet d'éviter les inconvénients de la surchauffe. Dans les aciers mi-durs et durs le nickel favorise la formation d'une perlite fine (état sorbitique).

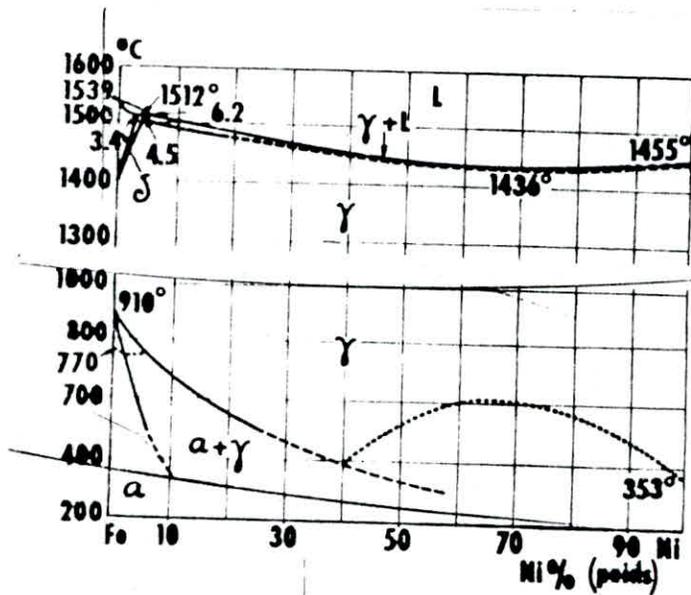


Figure 10 : Diagramme Fe - Ni

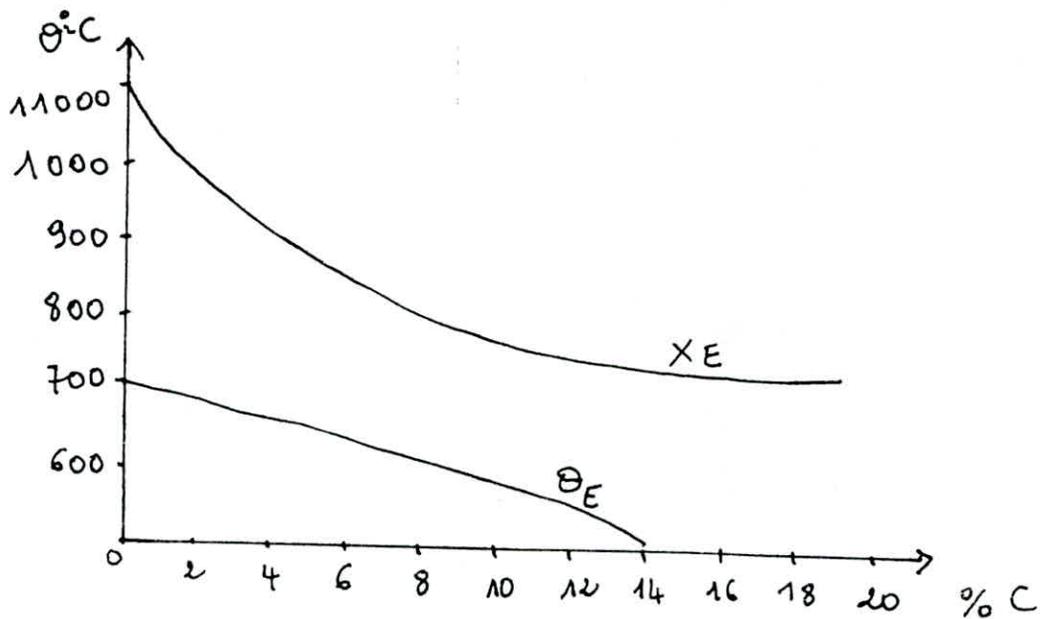


Figure 11 : Influence du nickel sur la transformation entectoïde

Le nickel augmente la capacité de trempe des aciers par l'abaissement de la vitesse critique de trempe. On peut ainsi obtenir la trempe à coeur de pièces épaisses tout en réduisant les risques de déformation et de tapures. Ces effets confèrent à l'acier une ténacité et une ductilité élevées, une bonne résistance à la fatigue, au choc et à l'usure et enfin une meilleure résistance à l'oxydation.

1-3- ACIERS INOXYDABLES FERRITIQUES ET AUSTENITIQUES.

Introduction

Les aciers inoxydables sont des alliages Fe - C contenant du chrome et du nickel. La teneur en carbone varie entre 0,02 et 0,1% selon les nuances. La caractéristique essentielle de ces aciers est leur excellente résistance à la corrosion. Ce comportement est dû à la formation à la surface d'une couche protectrice d'oxyde de chrome. Ces aciers ont des caractéristiques mécaniques de haut niveau qui leur permettent de supporter des efforts de service importants. Certains éléments tels que : Mo, Cu, Si, Ti, Nb sont ajoutés pour améliorer la résistance à la corrosion et les propriétés mécaniques. De même, le comportement mécanique de l'acier inoxydable est amélioré par l'écrouissage à froid.

1-3-1- Aciers ferritiques :

Ce sont des alliages Fe - Cr contenant moins de 0,1% de carbone. Les nuances normalisées sont représentées dans le tableau 2 suivant :

Tableau 2 : Nuances des aciers ferritique

NUANCE	NOR ME AFNOR	NOR ME AS TM
1	Z 6 C 13	
2	Z 6 C A 13	405
3	Z 8 C 17	430
4	Z 8 CD 1701	430 F

1-3-1-1 Classification des aciers ferritiques

Les aciers inoxydables ferritiques sont divisés en trois groupes :

Groupe I : Acier a 11,5% - 13,5 % Cr : Ces aciers ont une teneur en carbone inférieure à 0,08%. Ils ne subissent pas de transformation martensitique au chauffage, donc pas de transformation martensitique au refroidissement. La suppression de ces transformations est favorisée par l'addition d'un élément alphaséne tels Al, Ti ou Mo.

Groupe II : Acier à teneur en chrome supérieure a 20% la teneur en chrome est comprise entre 23% et 27%. Celle en carbone varie entre 0,002% et 0,02%. Ces aciers sont les plus résistants à la corrosion, ils ont une structure ferritique.

Groupe III : Aciers dont la teneur en chrome entre 15% et 18% la teneur en carbone est inférieure à 0,12%. Les aciers de ce groupe sont les plus utilisés.

Ces aciers se caractérisent par l'absence de la transformation austénitique au chauffage, et ce, sans l'addition d'autres éléments. L'absence de la transformation $\alpha \rightarrow \delta$ au cours du chauffage, empêche l'affinage du grain par traitement thermique.

1-3-1-2 Diagramme d'équilibre Fe - Cr :

Le diagramme d'équilibre binaire Fe - Cr est représenté dans la (figure 12). L'étude de ce diagramme met en évidence les observations suivantes :

- 1/- Le diagramme présente deux fuseaux. Le liquidus et le solidus possèdent un point de contact intermédiaire avec une tangente horizontale. (28% Cr à 1505 °C). L'alliage correspondant à ce point se comporte comme un corps pur.
- 2/- Le diagramme présente une miscibilité totale en toute proportion. Les alliages Fe - Cr se solidifient sous forme d'une solution solide de substitution Fe - Cr de structure cubique centrée (ferrite au chrome).
- 3/- Par son caractère alphasé le chrome provoque l'expansion du domaine ferritique. Le domaine austénitique est ainsi réduit et est entouré d'un domaine biphasé $\delta + \alpha$ qui a la forme d'une boucle en contournant cette boucle, on passe continuellement de la ferrite α à la ferrite δ .
- 4/- L'existence du domaine restreint δ et de la boucle permet de délimiter, sur ce diagramme deux régions selon la teneur en chrome.

a/- Pourcentage en chrome inferieur à 13%.

Ces alliages peuvent être austenitisés par chauffage et peuvent conduire, par trempe, a une structure martensitique. L'affinage du grain ferritique peut se réaliser par traitement thermique.

b/- Pourcentage en chrome superieure à 13%.

Ces alliages sont toujours ferritiques. Ils ne peuvent donc subir la transformation austenitique au chauffage. et la formation de martensite au refroidissement.

5/- Les alliages dont la teneur varie entre 42% et 48% Cr precipitent, par refroidissement lent, sous forme d'une phase intermediaire de composition chimique equiatomique (Fe - Cr) mais qui s'etend largement autour de cette composition. La phase σ de structure tetragonale avec une maille contenant 30 atomes precipite aussi bien dans les joints des grains que dans les grains entrainant une fragilisation importante de l'alliage.

6 /- Le point de curie des alliages commence par augmenter lineairement jusqu'à 770 °C pour l'alliage a 3,5 % Cr et diminue de façon lineaire pour les teneurs superieure en chrome.

1-3-1-3 Influence du carbone

Par sa nature gamagène, le carbone a tendance a favoriser l'expansion du domaine austenitique. La figure 13 montre l'action conjugée du carbone et de l'azote contenus sur la forme La boucle. Ainsi, l'action de ces deux éléments se traduit par l'expansion du domaine γ l'abaissement de la temperature de transformation $\alpha \rightleftharpoons \gamma$.

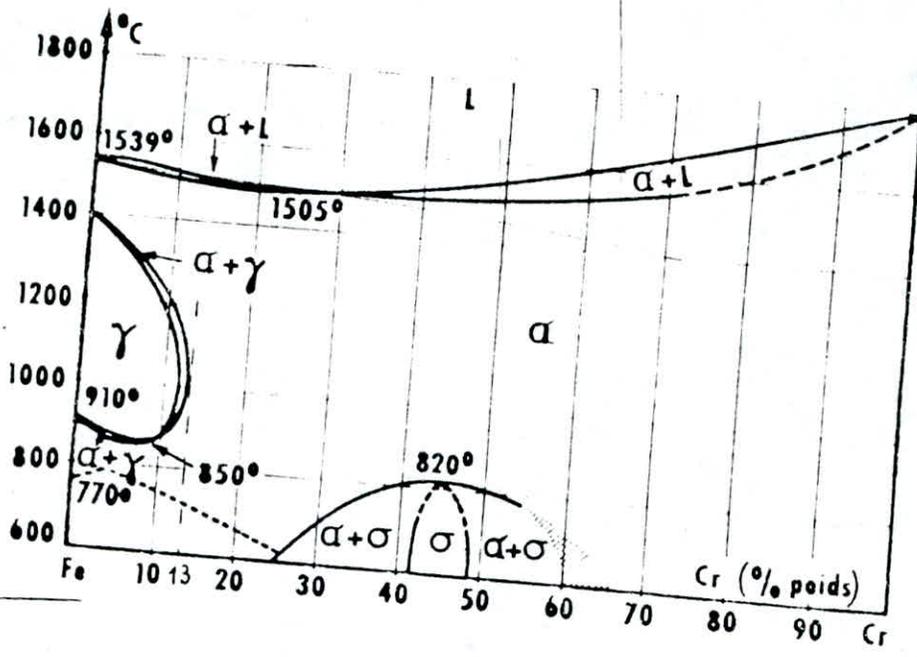


Figure 12 : Diagramme Fe-Cr

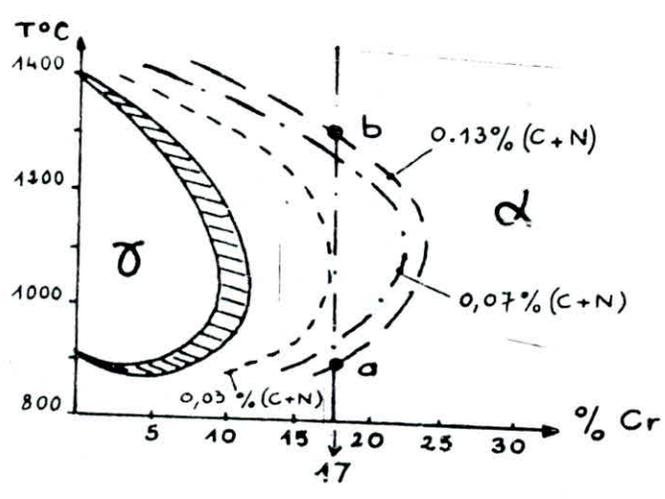


Figure 13 : Evolution du domaine σ en fonction de la teneur en (C+N)

L'augmentation de la température de la transformation $\gamma \rightleftharpoons \delta$
 La présence de certains éléments fortement carburigènes et formant des nitrures comme Ti, Nb, Ta appauvrissent la matrice en carbone et en azote et peuvent conduire à la disparition de la transformation austénitique. L'influence contradictoire des éléments Cr et C sur le diagramme (domaine γ) est illustrée dans la figure 14.

1-3-1-4- Precipitation de carbures :

Par sa nature carburigène, le chrome peut former, dans les aciers, les carbures suivantes :

- 1/-Cementite substituée $[(1-x)Fe, xCr]_3C$ de structure orthorhombique qui peut contenir jusqu'à 15% de chrome ($x=0,15$).
- 2/-Un carbure mixte hexagonal $[(1-x)Fe, xCr]_7C_3$ ($x > 0,36$)
- 3/-Un carbure mixte cubique $[(1-x)Cr, xFe]_{23}C_6$ ($x < 0,30$)

La figure 15 représentant une coupe isotherme du ternaire Fe - C - Cr montre que dans les alliages Fe - Cr à 17% Cr, c'est le carbure $C_{23}C_6$ qui précipite.

1-3-1-5- Structure de l'alliage Z 8 C 17

En se basant sur ce qui précède, on peut décrire la structure de l'acier inoxydable ferritique. Ces aciers sont biphasés : Une solution solide de substitutions de structure cubique centrée (ferrite au chrome) et un carbure $C_{23}C_6$. Le coefficient de partage du chrome entre les deux phases est moyen.

1-3-1-6- Traitement thermique :

Le traitement le plus favorable est une normalisation entre 800 et 900 °C. On obtient les caractéristiques suivantes :

R	: 58	Kg/mm ²
R _{0,002}	: 33	Kg/mm ²
A %	: 22	
K	: 12	kgm/cm ²

1-3-2- ACIERS INOXYDABLES AUSTENITIQUES

Les aciers inoxydables austenitiques sont des alliages Fe-Cr - Ni. La teneur en carbone ne dépasse pas 0,08%. La teneur en Cr est comprise entre 14 et 30%. Celle du nickel est comprise entre 8 et 35 %. La présence du chrome et du nickel en quantités suffisantes permet de conserver la structure austénitique à la température ambiante.

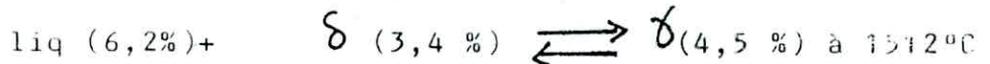
Les nuances normalisées sont représentées dans le tableau

Tableau 3 : Nuance des aciers austenitiques.

NUANCE	NORME AFNOR	NORME ASTM
1	Z2 CN 18 10	304 L
2	Z2 CN 17 12	316 L
3	Z2 CN 17 13	—
4	Z2 CND 19 15	—
5	Z6 CN 18 09	304
6	Z6 CND 18 11	316
7	Z6 CND 17 12	—
8	Z6 CNT 18 10	321
9	Z6 CND 18 10	347
10	Z6 CNDT 17 13	—
11	Z6 CND Nb 17 13	—

1-3-2-1 Diagramme d'équilibre binaire Fe-Ni

Le diagramme binaire Fe-Ni montre que le nickel est soluble en toute proportion aussi bien dans l'état liquide qu'à l'état solide. Les alliages contenant plus de 6,2 % Cr se solidifient sous forme d'une phase δ solution solide de substitution de structure cubique à faces centrées. Le diagramme montre l'existence d'une transformation peritectique à 1512°C pour l'alliage à 4,5 % Cr. La ferrite δ et le liquide se transforment en austénite selon la réaction.



Aux basses températures, le domaine ferritique est restreint. La température de la transformation $\delta \rightarrow \alpha$ décroît au fur et à mesure que la teneur en nickel augmente (figure 16)

Les alliages Fe-Ni sont ferritiques jusqu'à 20 à 22 % Ni. Entre 22 et 29 % la proportion de la ferrite diminue progressivement et à partir de 29 % Ni ils sont complètement austénitiques.

1-3-2-2 Diagramme ternaire Fe-Cr-Ni

Les coupes isothermes du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni sont représentés dans les figures 17 a,b. Ces coupes montrent que de 1300°C à 900°C la structure est ferritique et qu'à 650°C, la structure est biphasée $\delta + \alpha$.

D'autre part, la présence du nickel favorise la formation de la phase σ . Cette phase apparaît pour des teneurs en chrome inférieures à celle correspondante du binaire Fe-Cr. L'influence de l'addition du nickel dans les alliages Fe-Cr est illustrée par la figure 18...

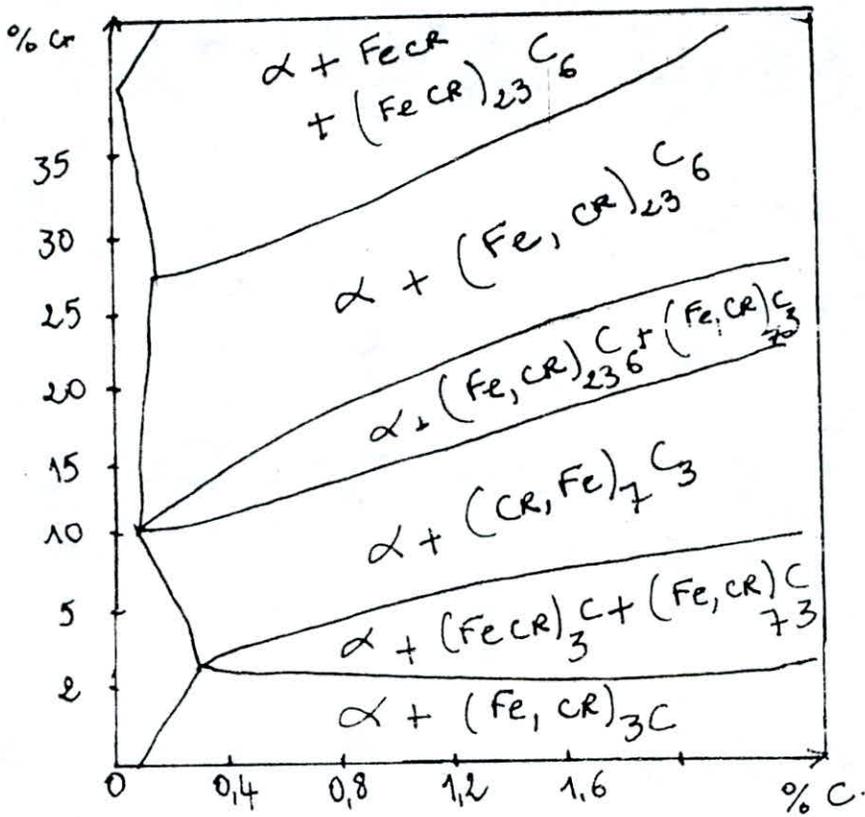


Figure 15 : Coupe isotherme du ternaire Fe - Cr - C

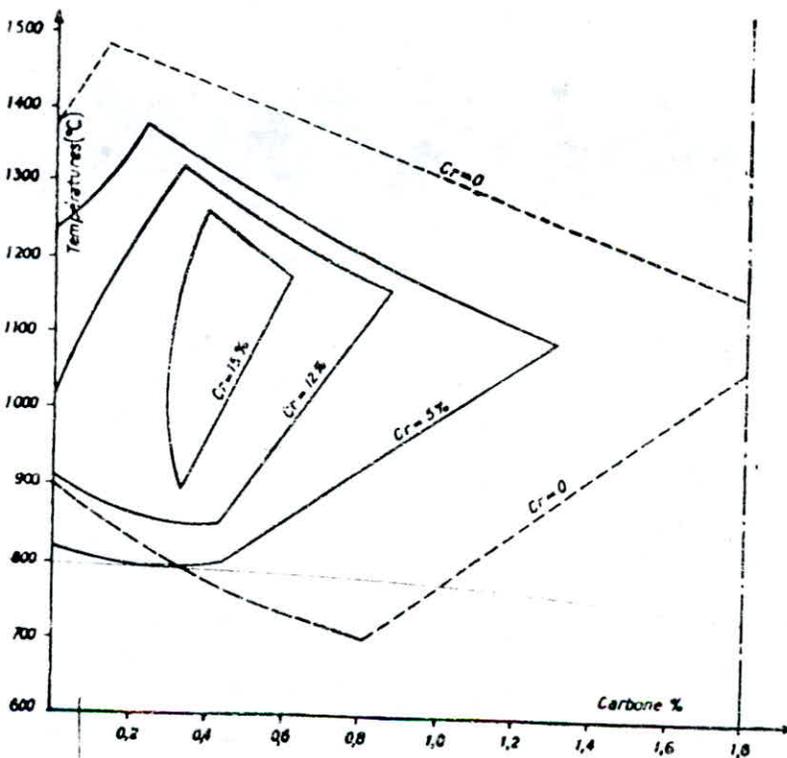
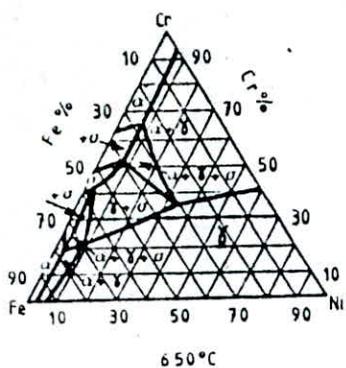
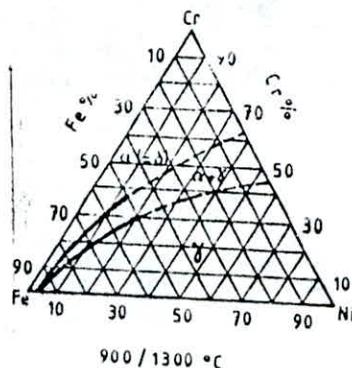


Figure 16 : Evolution du domaine γ en fonction de la teneur en Cr



- a -



- b -

Figure 17 : Coupes isothermes des ternaires Fe - Ni Cr

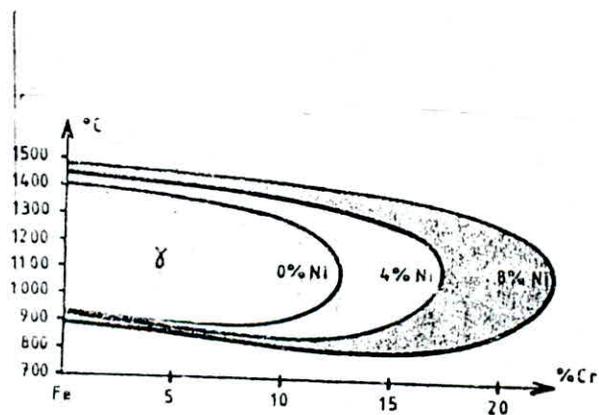


Figure 18 : Evolution du domaine γ avec la teneur en Ni

L'addition du nickel a pour conséquence, l'expansion du domaine de l'austénité. D'autre part, on peut constater que la structure des alliages a 18 % Cr et 8 % Ni est ferritique aux basses températures.

1-3-2-3 Influence du carbone :

Le carbone élément gamagène, accentue l'action du nickel est la forme du diagramme Fe-Cr-Ni. La structure austénitique ainsi conservée à la température ambiante.

Comme dans le cas des aciers ferritiques, le carbone forme avec le chrome la carbure $Cr_{23}C_6$. La solubilité limite du carbone dans la phase ternaire (Fe-Cr-Ni) est illustrée dans la figure 19...

Dans le cas d'un refroidissement lent, selon la teneur en carbone de l'acier, la figure indique la température à partir de laquelle se produit la précipitation. Aux températures élevées, le carbure $Cr_{23}C_6$ se dissout et l'alliage est monophasé (austénite). A la température ambiante, l'acier est biphasé ($\delta + Cr_{23}C_6$).

Dans le cas d'une trempe, l'alliage reste monophasé, car le carbure n'a pas le temps de se former.

Les carbures $Cr_{23}C_6$ précipitent aux joints des grains de l'austénite à 18% Cr et 8% Ni. Comme la vitesse de refroidissement est notable, l'homogénéisation de la solution n'a pas le temps suffisant pour s'établir, une zone appauvrie en chrome apparaît aux joints des grains (figure 20). L'apparition de cette zone et la présence du carbure aux joints de grains entraîne la corrosion intergranulaire.

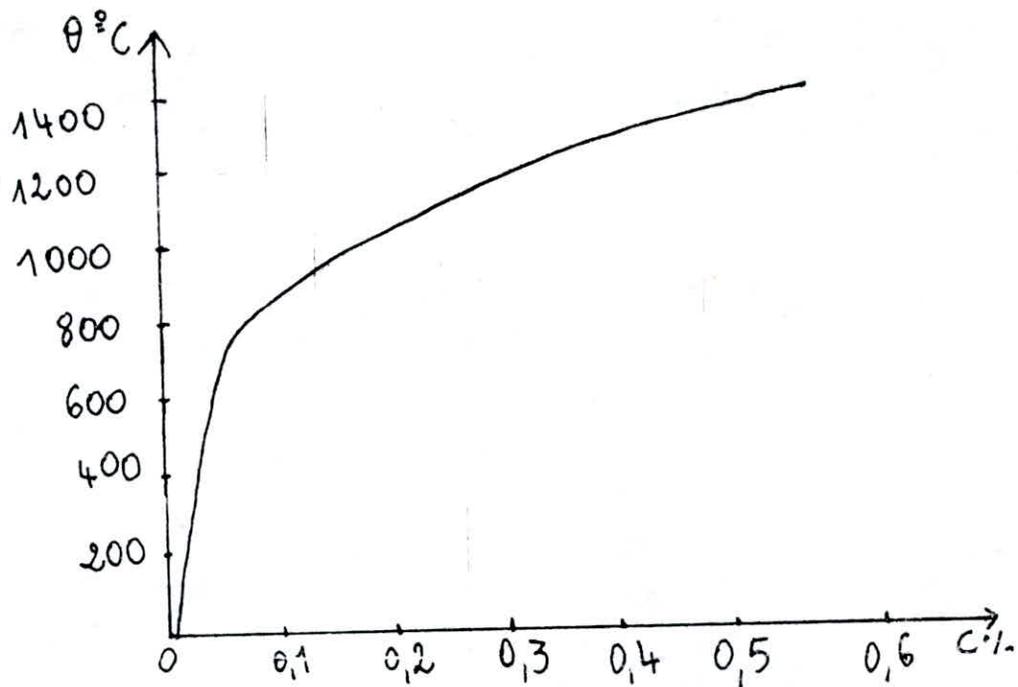


Figure 19 : Limite de solubilité du C dans la phase solution solide δ (Fe - Ni - Cr) ternaire.

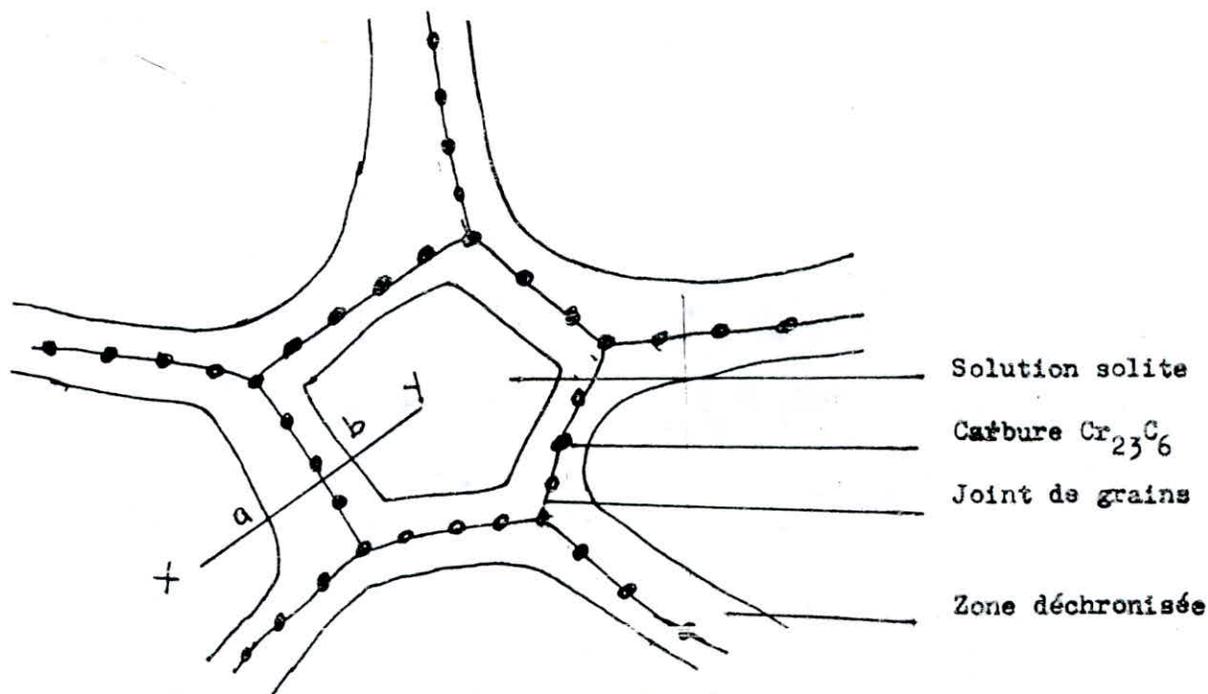


Figure 20 : Precipitation de $Cr_{23}C_6$

La zone dechromisée à une largeur n'excédant pas 1 à 2 μm .
Le carbure Cr_{23}C_6 contient en effet 90% de chrome qui a été
prélevé dans la région entourant les joints de grains. La
teneur en chrome de la zone dechromisée est de l'ordre de 10%.

1-3-2-4 Structure de l'acier Z6 CN 18.09

L'acier, à l'état normalisé possède une structure biphasé δ +
carbure Cr_{23}C_6 . La solution solide ternaire δ est de structure
cubique à faces centrées. Les grains δ sont de forme polyéd-
rique régulière très fréquemment maclés qui ressemble à celle du
cuivre.

1-3-2-5 Traitements thermiques :

Les deux traitements thermiques qui peuvent être appliqués sont :

- Un recuit de normalisation.

Il consiste en un chauffage entre 950 °C et 1150 °C suivi d'un
refroidissement à l'air. Il a l'inconvénient de provoquer la
précipitation du carbure Cr_{23}C_6 dans les joints et conduire
à une corrosion intergranulaire.

- Une trempe à partir de 1150 °C qui permet d'éviter la
formation des carbures. L'austénite métastable se transforme
en martensite. La résistance à la corrosion intergranulaire
est améliorée. La température de début de transformation marten-
sitique dépend de la composition chimique :

$$M_s \text{ (}^\circ\text{C)} = 1305 - \left[1665 (\%C + \%N) + \right. \\ \left. 28 (\%Si) + 33 (\%Mn) + 42 (\%Cr) \right. \\ \left. + 61 (\%Ni) \right]$$

Signalons, enfin, que l'austénité métastable, se transforme partiellement, par ecrouissage en martensite. La cinétique de la transformation dépend du taux d'ecrouissage. L'acier subit un durcissement et une atténuation de sa résistance à la corrosion.

--- C H A P I T R E --- II

C O M P O R T E M E N T M E C A N I Q U E D E S
A C I E R S I N O X Y D A B L E S F E R R I T I Q U E S
E T A U S T E N I T I Q U E S

INTRODUCTION :

La déformation plastique à froid d'un métal engendre son écrouissage :

La structure et les caractéristiques subissent des modifications dont l'importance dépend de la nature et du niveau des contraintes appliquées. La déformation se produit par glissement des dislocations dans le cas des métaux cubiques à faces centrées et par glissement et maclage dans le cas des métaux cubiques à maille centrée.

2-1 DEFORMATION PLASTIQUE :

2-1-1 Déformation d'un monocristal :

A l'échelle d'un cristal, la déformation plastique commence dans le système de glissement le plus favorablement orienté par rapport à l'axe de la contrainte, c'est à dire, celui pour lequel le facteur de schmid a une valeur maximale. Les systèmes de glissements sont :

a- Métaux cubiques à faces centrées :

.../...

Les systèmes sont définis par :

$$\{111\} \quad \langle 1\bar{1}0 \rangle$$

Ces systèmes au nombre de 12 sont classés de la manière suivante .

- glissement primaire $(11\bar{1})$ $[101]$
 - glissement conjugué $(1\bar{1}1)$ $[110]$
 - glissement dévié $(1\bar{1}\bar{1})$ $[101]$
 - glissement cubique (111) $[110]$
- b - Métaux cubiques à maille centrée

La direction de glissement coïncide avec la direction $\langle 111 \rangle$.

Le plan de glissement n'est pas bien défini. Certains auteurs suggèrent que le glissement se produit essentiellement sur le plan $\{110\}$ et qu'ensuite des glissements déviés apparaissent sur les plans $\{112\}$ et $\{123\}$.

Enfin, on a proposé que le glissement se produit sur $\{112\}$ aux basses températures ($T < 0,25 T_F$) . Le plan $\{110\}$ pour $0,25T_F < T < 0,5 T_F$ et enfin sur $\{123\}$ pour $T > 0,5 T_F$ où T_F est la température de fusion mesurée en degré kelvin.

La déformation par glissement dans les monocristaux cubique se produit généralement de la manière suivante :

lorsque la cisssion σ atteint une valeur suffisante σ_c les dislocations traversent le cristal dans le système le plus favorablement orienté. Ce stade est appelé stade du glissement facile. Le taux de consolidation est très faible. Cette situation est due à la faible densité de dislocations et à la faible proportion des dislocations qui peuvent glisser jusqu'à la surface.

Après une certaine déformation, un second système de glissement est activé (glissement devie). Le taux de consolidation est important ce stade est appelé durcissement linéaire. Le troisième stade correspond à un durcissement décroissant. L'interaction des deux systèmes actifs engendre des blocages aux mouvements des dislocations. Dans le cas des métaux cubiques centrés, le glissement commence d'abord dans le système $\{110\}$ $[111]$, le glissement secondaire se produit dans le système $\{112\}$ $[111]$. (figure 21).

La déformation par maillage mécanique dans les métaux cubiques centrés, se produit lorsque les systèmes de glissement sont bloqués. Ce type de déformations opère aux basses températures et pour des vitesses de déformation élevées. Dans le cas du Fe_{α} , le système de maillage est (112) $[1\bar{1}\bar{1}]$.

La limite élastique du monocristal est définie comme la contrainte nécessaire à la multiplication des dislocations dans le système de glissement du stade I. C'est donc la cission critique .

2-1-2 Déformation des polycristaux :

Chaque grain tend à se comporter comme s'il était seul. L'existence des joints et du fait de leur assemblage les oblige à s'adapter les un aux autres pour, malgré leur déformation, rester en contact. Cette compatibilité plastique n'est possible que par le jeu de cinq systèmes indépendants. Le comportement des différents cristaux constituant le métal est identique à celui du monocristal.

Cependant, l'orientation aléatoire des grains, impose une déformation hétérogène dans les différents grains.

La limite élastique est la contrainte à partir de laquelle la déformation plastique se produit dans tous ces grains.

Les joints de grains constituent des barrières pour les mouvements des dislocations. Celles-ci glissent d'autant mieux qu'elles rencontrent moins d'obstacle (joint, défaut ponctuel, atome étranger...)

2-1-3 Lois d'écroutissage :

Le comportement d'un métal est décrit par une loi de la forme

$$\sigma = f(\epsilon) \quad \sigma \text{ étant la contrainte vraie.}$$

$$\sigma = F/S$$

et ϵ étant la déformation vraie

$$d\epsilon = \frac{dl}{l}$$

1/ Cas des faibles déformations à froid :

La courbe de traction rationnelle est toujours montante par rapport à la courbe conventionnelle. Dans le cas général, elle est décrite par la relation (figure 22) :

$$\sigma = \sigma_0 + K \epsilon^n$$

K est une constante déterminée expérimentalement et n le coefficient d'écroutissage. Pour les aciers extra-doux la loi de comportement est

$$\sigma = K \epsilon^n$$

Au point de striction on vérifie que $\frac{d\sigma}{d\epsilon} = \frac{\sigma_s}{\epsilon_s}$, ce qui conduit au résultat $n = \epsilon_s$.

2/ Cas de fortes déformations à froid :

La loi d'écroutissage s'écrit :

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{d\sigma}{d\epsilon} \epsilon.$$

.../...

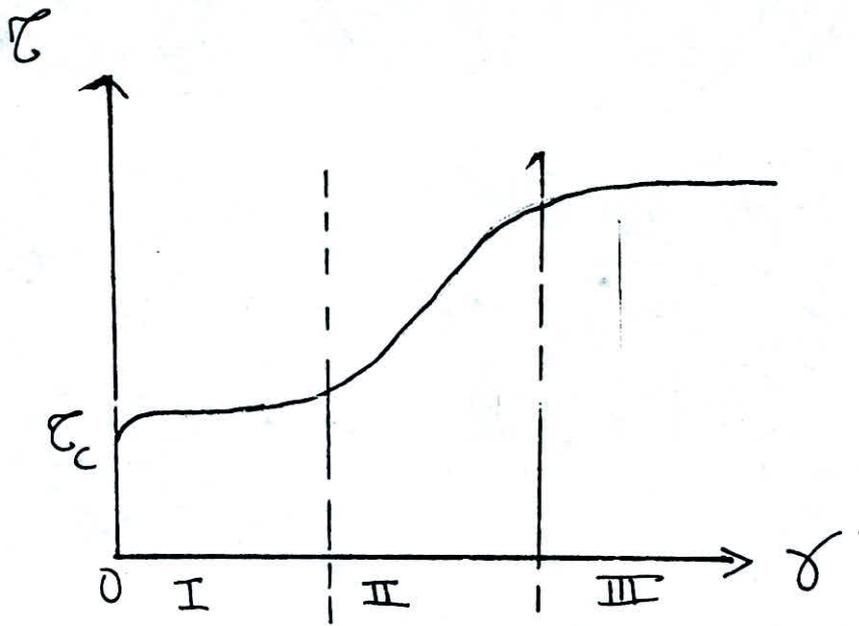


Figure 21 : Courbe de traction d'un monocristal cubique centré

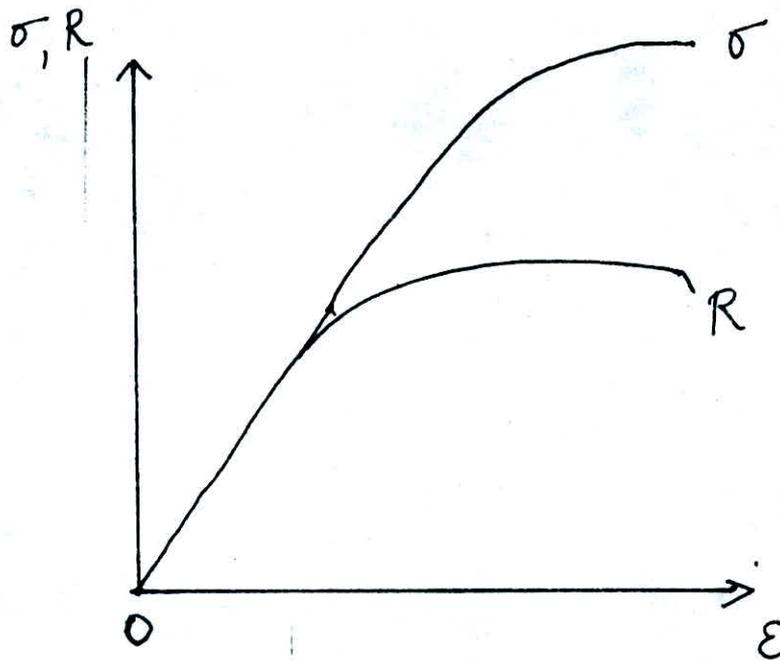


Figure 22 : Courbe de traction rationnelle.

2-1-4 INFLUENCE DE LA TEMPERATURE :

Un accroissement de la température réduit la contrainte nécessaire pour provoquer une déformation donnée. Le taux de consolidation $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ décroît et la courbe se rapproche de l'axe des abscisses. Ce comportement dépend de la structure et des transformations de phases qui peuvent se produire dans le métal.

- Les métaux cfc sont ductiles leur limite élastique σ_{el} varie peu mais leur coefficient de consolidation est très faible à la température.
- Les métaux cubiques centrés de faible ductilité aux basses températures. Leur limite élastique σ_{el} varie rapidement avec la température à l'inverse du taux de consolidation $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ qui est peu sensible. (figure 23)
D'une manière générale . La contrainte d'écoulement à une déformation ε et pour une vitesse de déformation données varie avec la température selon la loi :

$$\sigma_{\varepsilon, \dot{\varepsilon}} = c, \exp \left(\frac{Q}{KT} \right)$$

C, étant une constante

Q, l'énergie d'activation et

K, la constante de Boltzmann

2-1-5 INFLUENCE DE LA VITESSE DE DEFORMATION :

La vitesse de déformation affecte l'allure de la courbe de traction rationnelle. Cet effet est d'autant plus marqué que la température est élevée. La relation exprimant la variation de la contrainte pour obtenir une déformation donnée à une température constante en fonction de $\dot{\varepsilon}$ est

2-2-2-2 Effet de module :

Si les modules du solvant et du solute verifient

$$\mu_B < \mu_A$$

La dissolution de B implique un grain d'energie, ce grain est maximal l'orsque la dislocation est au contact de l'inclusion. Les impuretes molles attirent les dislocations.

2-2-3 Texture d'ecrouissage :

L'ecrouissage provoque des modifications structurales suivantes :

- 1/ Fragmentation ou réduction de la taille des grains. La variation de la taille du grain au cours de l'ecrouissage est decrite par la loi de Hall et Petch.
- 2/ L'allongement des grains par deformation par laminage et par tréfilage. Ainsi la structure equiaxe se transforme en structure de strates ou de fibres peu epaisses et très longues. La largeur des strates, c'est en première approximation, égale a la largeur du grain initial tandis que la longueur et l'epaisseur sont respectivement multipliées et divisées par le rapport de reduction E/e . avec (resp) E et e epaisseurs initiale et finale (figure 24).

L'existence de ces textures alignées fibrées est plus ou moins directement responsable des variations dans les propriétés. Pour les forts ecrouissage, il est impossible de distinguer dans la structure le grain initial.

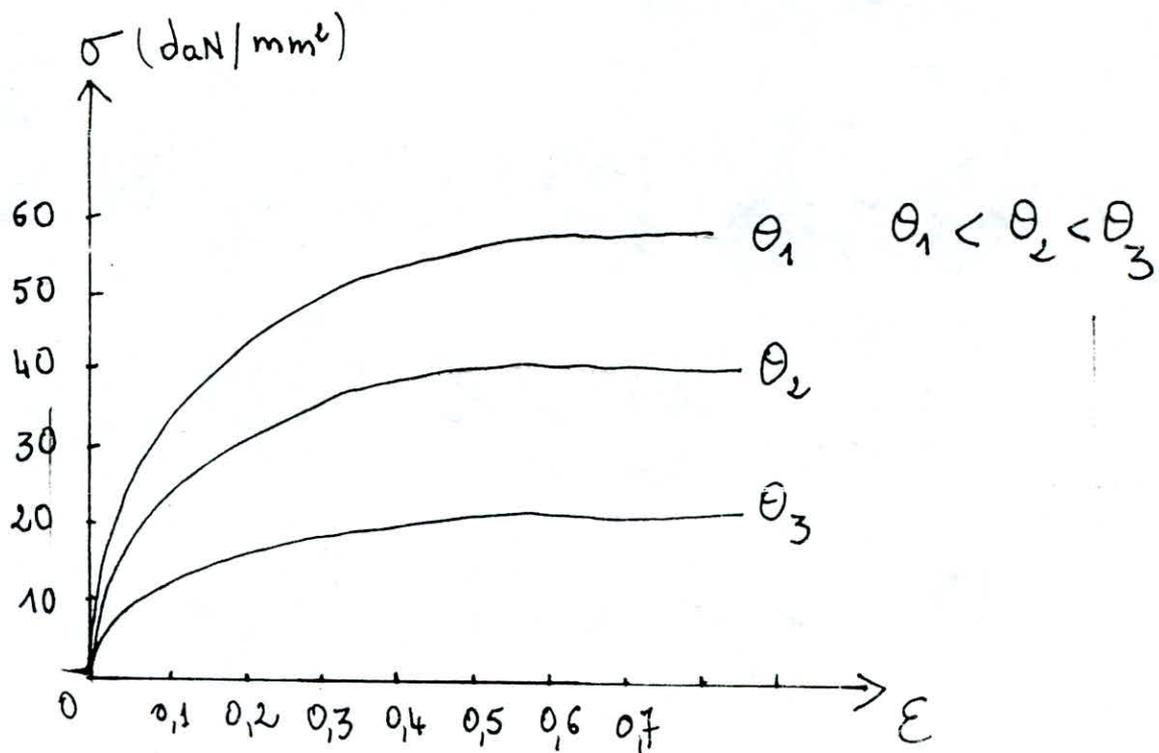


Figure 23 : Influence de la température sur la courbe de traction

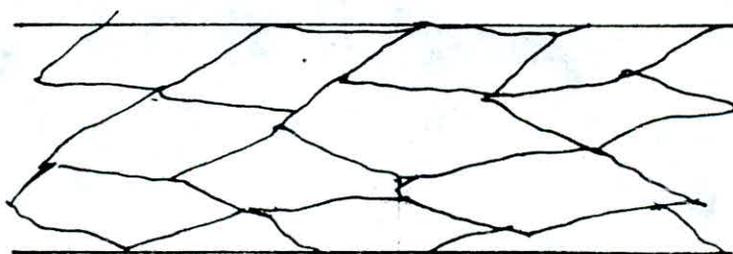


Figure 24 : Déformation des grains au cours d'un laminage

On peut admettre alors que le grain est remplacé par la cellule d'écrouissage.

Les précipités, et les inclusions ductiles sont également allongées et alignées dans la direction de la contrainte.

3/ Les directions de glissement dans les différents grains sont amenées progressivement à être parallèles à la direction de la contrainte appliquée. Ceci n'est possible que par la rotation des grains.

Le métal écroui possède donc une texture caractérisée par une structure fine de grains allongés et orientés. Pour des taux d'écrouissage importants, la structure devient fibreuse. La texture est représentée par une projection stéréographique.

Dans le cas d'une déformation par laminage les textures sont :

2-2-3-1 Métaux cubiques à faces centrées :

Les métaux cubiques à faces centrées possèdent l'une ou l'autre des textures suivantes :

1/- Métaux ayant $\frac{\sigma_s}{\mu}$ faible : texture du laiton (110) $[11\bar{2}]$ c'est à dire (110) dans le plan de laminage et $[11\bar{2}]$ dans la direction de laminage (figure 25).

2/- Métaux ayant $\frac{\sigma_s}{\mu}$ fort : texture de cuivre (123) $[1\bar{2}1]$.
L'addition des éléments étrangers provoque le passage de la texture de cuivre à la texture de laiton (figure 26).

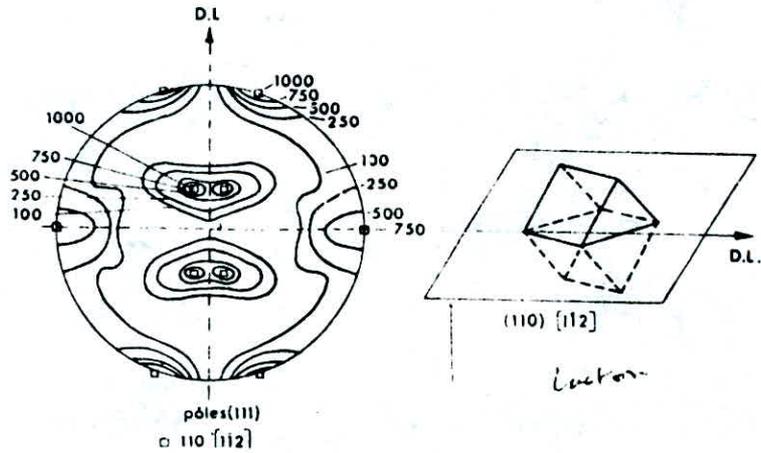


Figure 25 : Texture d'ecrouissage du laiton

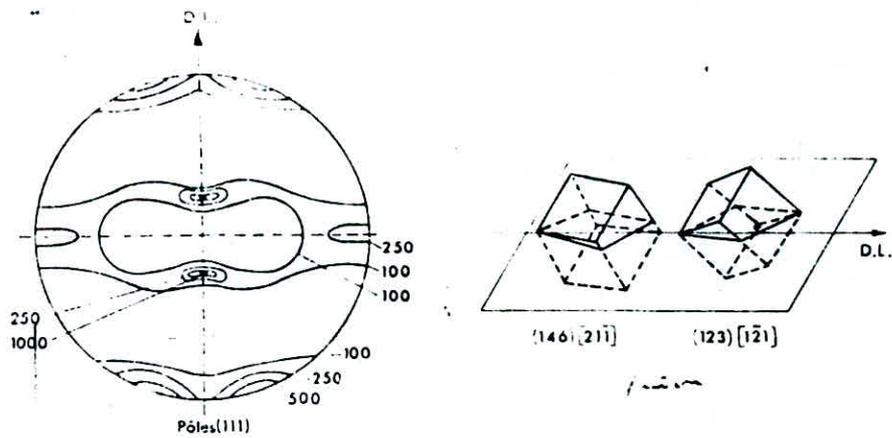


Figure 26 : Texture d'ecrouissage du cu.

2-2-3-2 Métaux cubiques à maille centrée :

Ces métaux ont une texture complexe avec une forme composante (100) [011] considérée comme une orientation principale avec des orientations secondaires (figure 27).

2-2-4 Caractéristiques de l'écrouissage :

Pour évaluer l'écrouissage d'un métal, on utilise :

- Soit la variation de la contrainte d'écoulement:

$$\Delta \sigma = \sigma - \sigma_0$$

avec σ_0 limite élastique avant déformation et σ dernière valeur de la contrainte appliquée.

- Soit la variation de la dureté ou de la résistivité électrique.
- Soit le coefficient d'écrouissage ou de consolidation $r = d\sigma/d\varepsilon$ déterminé expérimentalement à partir de la courbe rationnelle de traction en utilisant la courbe analytique. (voir loi d'écrouissage).
- Soit le coefficient d'anisotropie :
Dans l'état écroui, les caractéristiques sont généralement anisotropes. Cette anisotropie est peu sensible pour la limite élastique et la résistance. Par contre la répartition des déformations en épaisseur et en largeur dépend de la direction de la contrainte, direction de laminage dans le cas d'un laminage. Pour évaluer cette anisotropie, on utilise le coefficient r_φ défini par le rapport des déformations en largeur ε_l et en épaisseur ε_e pour une éprouvette dont l'axe faisant un angle φ avec la direction du laminage (DL).

2-3 Ecroûissage des aciers inoxydables X 8 C17 et X5 CN 18-09 :

2-3-1 Comportement de l'acier X 8 C 17

-2-3-1-1 Etat recuit

1- STRUCTURE A L'ETAT RECUIT :

Le recuit de normalisation appliqué est un chauffage à 800. °C-900 °C suivant d'un refroidissement à l'air. L'acier est constitué d'une structure polycristalline ferritique et d'un carbure $Cr_{23}C_6$ de structure cubique qui précipite aussi bien dans les joints que dans les grains ferritiques. Les régions avoisinantes des précipités $Cr_{23}C_6$ sont appauvries en chrome.

La ferrite apparaît sous forme de cristaux polyédriques équiaxes avec des contours nets. La taille des grains est variable avec une distribution normale. La dispersion des particules du carbure est régulière. Le traitement de recuit ne modifie pas la structure mais agit sur les caractéristiques mécaniques en relevant la ductilité de l'acier (figure 28).

2- CARACTERISTIQUES MECANIKES A L'ETAT RECUIT :

A l'état recuit les caractéristiques de la l'acier X 8 C 17 sont :

R_T (daN/m²) : 54

$R_{0,002}$ (daN/mm²) : 33

A (%) : 24

Coefficient d'écrouissage $[1]_n$: 0,23 coefficient d'anisotropie moyen $[1]_n^r$: 1,40

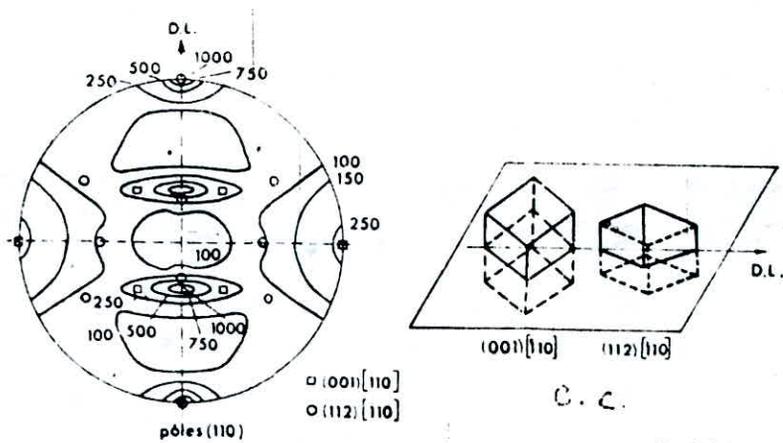


Figure 27 : Texture cubique centre.



Figure 28 : Structure ferritique à l'état recuit X100

$$r_{\varphi} = \frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_e} = \frac{\ln \frac{l_0}{l}}{\ln \frac{l_0}{e}}$$

Si ε_L est la déformation en longueur et pour une déformation à volume constant.

$$r_{\varphi} = \frac{\varepsilon_1}{-(\varepsilon_L + \varepsilon_1)} = - \frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_L + \varepsilon_1}$$

$$r_{\varphi} = - \frac{\ln \frac{l}{l_0}}{\ln \frac{l}{l_0} + \ln \frac{l_0}{l}}$$

L'anisotropie de plasticité est représentée par le coefficient moyen d'anisotropie décrivant la résistance à l'amincissement \bar{r} du métal

$$\bar{r} = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4}$$

Pour les tôles normalisées ce coefficient est voisin de l'unité. Pour les aciers à faible teneur en carbone et en azote les valeurs de \bar{r} sont plus élevées.

L'emboutissage profond est favorisé par des valeurs élevées de \bar{r} qui correspondent à des textures bien développées.

2 3 1 2 ETAT ECROUI

1- STRUCTURE A L'ETAT ECROUI

La ferrite au chrome et les carbures étant stables à la températures ambiante, va provoquer la déformation et la fragmentation des grains dont la taille moyenne sera directement liée au taux de déformation. Cette dépendance est bien décrite par la loi de Hall et Petch. D'autre part, la structure dépend du procédé de déformation. (figure 29).

2- PROPRIETE A L'ETAT ECROUI

L'acier X 8 C 17 est caractérisé par une faible aptitude à la déformation. Avec un faible coefficient de consolidation (0,2 à 0,3), il s'adapte mal à une déformation en expansion. L'écrouissage provoque un durcissement moyen (relevement de la résistance, de la dureté et de la limite élastique).

La courbe de traction est décrite par la relation :

$$\sigma = K \epsilon^n$$

Le comportement de l'acier est inhérent d'une part, à la présence du chrome en substitution dans la matrice ferritique et, d'autre part, à la présence des précipités du carbure $Cr_{23}C_6$ sous forme de fines particules dispersées dans la matrice dans les grains et dans les joints.

Le chrome en substitution, augmente la dureté de la ferrite, toutefois, cette augmentation est faible. Par contre l'élasticité du matériau est très sensible. Le carbure $Cr_{23}C_6$, phase dure est fragile. sous forme de fines particules dans les joints et dispersées dans la matrice constitue des obstacles aux mouvements de glissement des dislocations qui traversent les grains. La présence de ces carbure accroît donc considérablement le durcissement de l'acier. Durcissement qui s'ajoute à celui du à la structure cubique centrée de l'acier.

L'effet de l'écrouissage sur le durcissement de l'acier X 8 C 17 est représenté dans la (figure 30).

Les caractéristiques de l'acier inoxydable ferritique X 8 C 17 à l'état écroui sont ;

$$RT : \left(\text{daN} / \frac{\text{mm}^2}{2} \right) = 80 - 86$$

$$R_{0,002} \tau \left(\text{daN} / \frac{\text{mm}^2}{2} \right) = 70$$

$$AT : (\%) = 3$$

2-3-2 COMPORTEMENT DE L'ACIER X 5 CN 18 - 09 :

2-3-2-1 ETAT RECUIT :

1- Structure de l'état recuit :

Le recuit de normalisation de l'acier X 5 CN 18 - 09 consiste en un chauffage entre 950 et 1150 °C suivi d'un refroidissement à l'air. La morphologie est constituée ;

1°/ d'une matrice polycristalline et monophasée d'une solution solide ternaire ;

l'austenite au Fe - Cr - Ni de structure cubique à faces centrées et contenant du carbone et de l'azote en insertion dans les sites octaédriques.

L'austénité apparaît sous forme de grains aux contours polyédrique irrégulier aux angles très nets. La structure contient des macles de structure analogue à celle du laiton ou du cuivre. La taille des grains est variable avec une distribution normale.

2°/ Précipités de carbure Cr_{23}C_6 dans les joints et dans les grains. Ces carbures provoquent la déchromisation des régions avoisinantes. La dispersion régulière.

2- Caractéristiques mécaniques de l'état recuit :

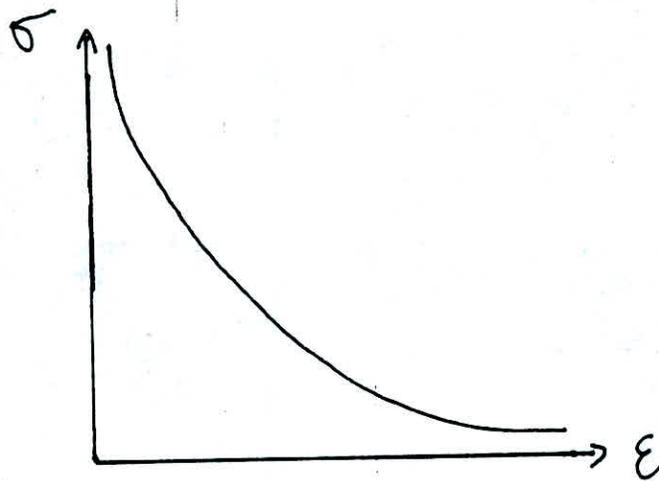


Figure 29 : Influence de l'ecrouissage sur la taille des grains.

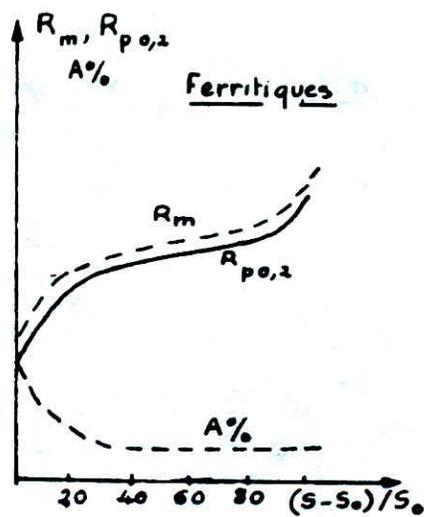


Figure 30 : Effet de l'ecrouissage sur le durcissement de l'acier X8C17

L'acier X 5 CN 18 - 09 possède les propriétés des métaux de structure, cubique à faces centrées de bonne plasticité et de ductilité, de faible électricité et de résistance mécanique. Les propriétés sont dues au fait que l'action du nickel surclasse celle du chrome.

Les caractéristiques mécaniques à l'état recuit sont :

RT (daN/mm²) ; 65

Re 0,002 T (daN/mm²) ; 28

AT (%) ; 58

Coefficient de recroissance ; n ; 0,5 - 0,9

Coefficient d'anisotropie moyen r_n ; 1

2 - 3-2-2 ETAT ECROUI ;

L'écrouissage de l'acier X 5 CN 18 - 09 sera responsable de modifications aussi bien structurales que des propriétés mécaniques.

1- Structure de l'état écroui ;

Par écrouissage, à la température ambiante, une partie de l'austénite se transforme en martensite. La cinétique de la transformation est commandée par le taux de déformation. Cette nouvelle phase, dure et fragile dispersée dans la matrice austénitique. Va constituer des obstacles aux dislocations pendant le glissement et, de ce fait, va accentuer (en plus de l'effet des carbures) le durcissement de l'acier. L'autre modification engendrée par l'écrouissage est la fragmentation des grains.

2- Modification des caractéristiques mécaniques :

Le durcissement par écrouissage de l'acier X 5 CN 18-09 est important. La figure (31) montre une augmentation sensible de la résistance et la limite élastique et la chute importante de l'allongement.

Ce comportement est provoqué par :

- 1°/-La présence du nickel en substitution par effet de solution.
- 2°/-La présence des carbures dans les joints et les grains.
- 3°/-La formation de la martensite dont la fraction augmente avec le taux d'écrouissage.
- 4°/-La fragmentation et le changement de la forme des grains.
- 5°/-L'accumulation de la concentration des défauts ponctuels, des défauts d'empilement et de l'augmentation de la densité des dislocations.

La consolidation de l'acier X 5 CN 18 - 09 est importante (n : 0,5 à 0,95).

La courbe de consolidation n'est pas décrite par une loi simple. Néanmoins, cette courbe peut être découpée en 3 ou 4 parties et le diagramme $\ln \sigma = f(\ln \epsilon)$ permet de distinguer les taux de consolidation correspondants aux différents domaines. Aussi le coefficient n_1 du premier domaine est sensiblement indépendant de la composition.

Le coefficient n_2 du second domaine dépend de la composition de l'acier. $n_2 = 0,5$ pour une austénite stable (Z 2 CN 17 - 12) et $n_2 = 0,95$ pour une austénite instable (Z 12 CN 17 - 12). Le coefficient n_2 est utilisé pour évaluer la consolidation qui se produit au cours du formage.

Les caractéristiques mécaniques de l'état écroui sont :

R_T (daN/mm²) : 100

R_e 0,002_T (daN/mm²) : 95

AT (%) : 10

2-3-2-3 Etat trempé :

Le traitement thermique de trempe est un chauffage à 1150 °C suivi d'un refroidissement à l'eau.

Le carbure ne précipite pas et l'austenite métastable se transforme en martensite.

La figure (32) montre que les caractéristiques à l'état trempé sont plus faibles qu'à l'état écroui.

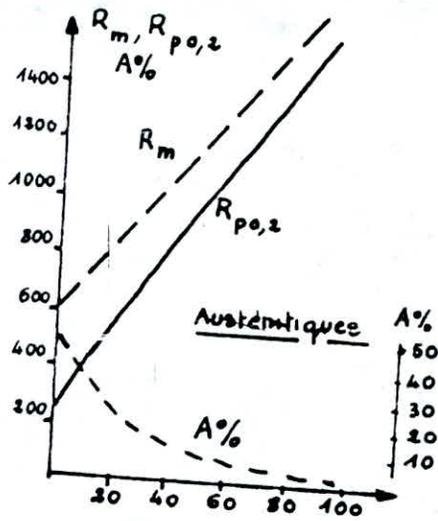


Figure 31 : Durcissement par écrouissage de X5CN18-09

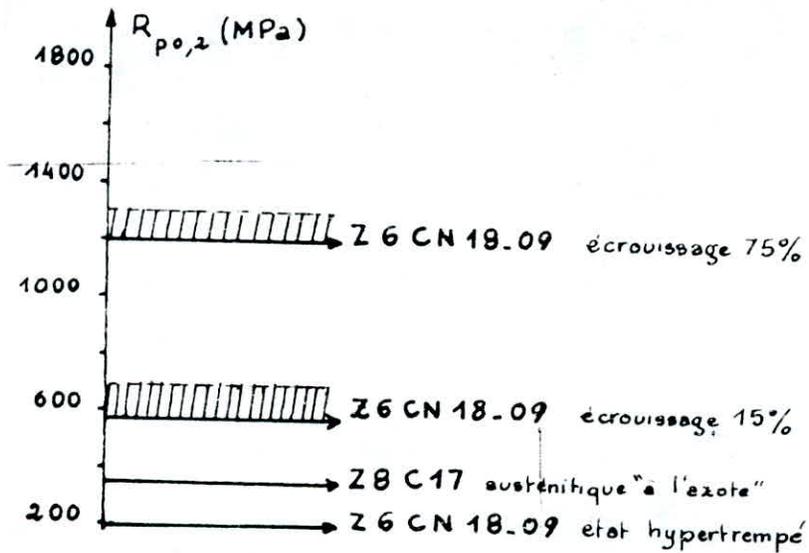


Figure 32 : Les caractéristiques à l'état trempé et à l'état écroui.

--- C H A P I T R E --- III

--- TECHNOLOGIE DE FABRICATION ---

--- DES C O U T A U X ---

INTRODUCTION :

L'entreprise B.C.R de Bordj-Menaïel fabrique des couverts et des couteaux. Les matériaux de fabrication sont des aciers inoxydables ferritique (nuance X 8 C 17) et austénitique (nuance X 5 CN 18-09) reçu sous forme de fils ronds et de feuillards.

Actuellement l'entreprise fabrique deux types de couteaux :

- Couteau M : de qualité ménagère de nuance ferritique reçu à l'état brut sous forme de fil rond de 8 mm de diamètre.
- Couteaux H : de qualité orfèvre de nuance austénitique reçu à l'état brut sous forme de fil rond de 9 mm de diamètre.

3-1 Définition du couteau :

Le couteau est un instrument tranchant utilisé pour le découpage des aliments et autres produits destinés à la consommation.

Le couteau est constitué d'un manche sur lequel est imprimé un decors choisi pour conférer une bonne présentation, et une lamelle contenant la partie utile pour l'opération de découpage (tranchant). La forme générale ainsi que la nomenclature du couteau sont définis dans la figure 33 .

3-2 Technologie de fabrication :

La fabrication du couteau nécessite un processus qui transforme le produit de l'état brut sous forme de fil rond jusqu'à l'état final caractérisé par la forme, la brillance et les propriétés d'utilisation.

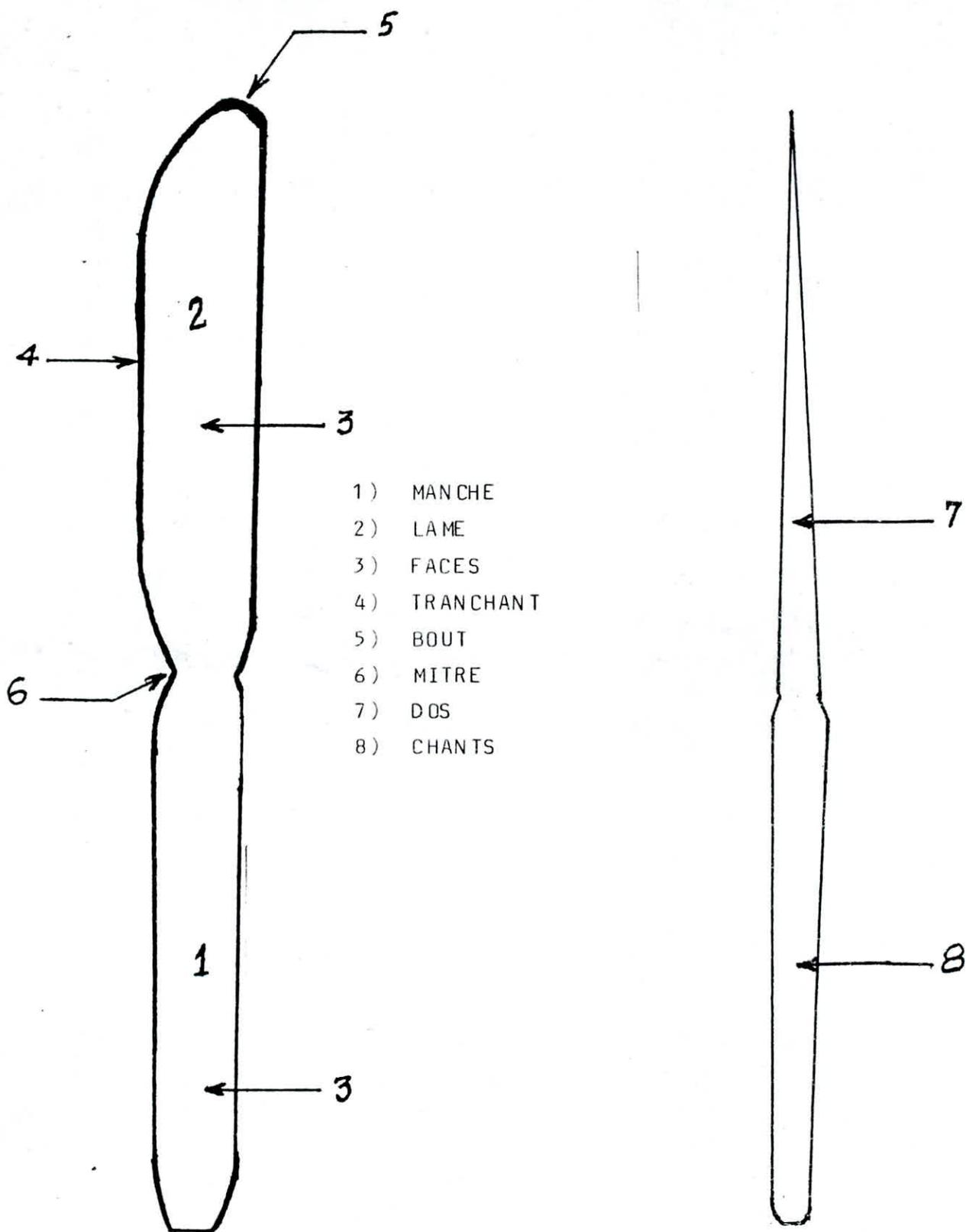


Figure (33)

Forme et nomenclature d'un couteaux.

3-2-1 Fabrication du couteau M

Les opérations du processus de fabrication du couteau M sont : (figure 34).

1- Préparation de matière.

2- Dressage et cisailage.

Le dressage permet d'obtenir un fil rectiligne à partir des bobines.

Le cisailage permet de découper le fil pour obtenir des pièces de longueur de 195 mm. Le fil est decoupe entre un couteau fixe et un couteau mobile de la machine de cisailage (figure 35).

3- Rectification cylindrique : l'opération a pour but l'obtention d'une surface parfaitement cylindrique exempte de défauts.

4- Estampage

L'estampage se fait par une presse contenant un outil permettant de donner une première forme au couteau. Dans cette étape la forme de la manche est réalisée. La face est aplatie le decors choisi est du type sicilia (figure 36).

5- Rectifiage pointe et manche : L'enlèvement des bavures provoquées par l'estampage est nécessaire pour la suite du processus.

6- Laminage à allonger :

L'ébauche du couteau estampée subit un laminage dans le sens de la longueur. L'opération provoque l'amincissement de la lame qui devient plus longue et plus large (figure 37).

7- Laminage à biseauter après l'opération de laminage allongé, le couteau subit un deuxième laminage qui amaincit et biseaute dans les deux sens. (figure 37).

8- Lavage :

Cette opération permet l'enlèvement des huiles de laminage.

9- Détourage lame qui permet l'enlèvement des bavures apportées par les opérations de laminage.

10- Rectifiage :

A l'aide d'une rectifieuse pour obtenir la forme finale de la lame.

11- Polissage à bille :

Cette opération permet d'obtenir une surface polie brillante et exempte de défauts. Le polissage se fait dans une chambre dans laquelle sont mis des billes en acier inoxydable. Les couteaux à polir sont introduits dans la chambre qui sera animé d'un mouvement de rotation . Le contact des billes avec les couteaux en mouvement assure le polissage. L'opération se fait sous lubrifiant.

12- Marquage et emballage.

3.2.2 Fabrication du couteau H :

Le processus des fabrications du couteau H est modifié à partir de la deuxième étape par rapport à celui du couteau M. Les étapes suivantes sont : (figure 34).

10-Réctification lame récto

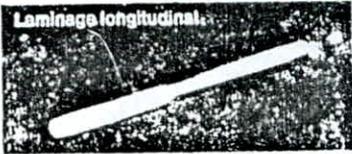
11-Rectificat lame verso

12-Polissage

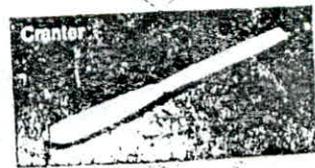
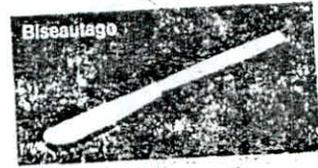
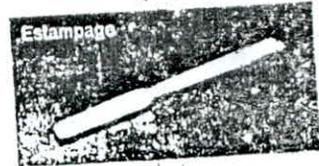
FIGURE 34

PROCESSUS DE FABRICATION DES COUTEAUX

a. Couteau M



b. Couteau H



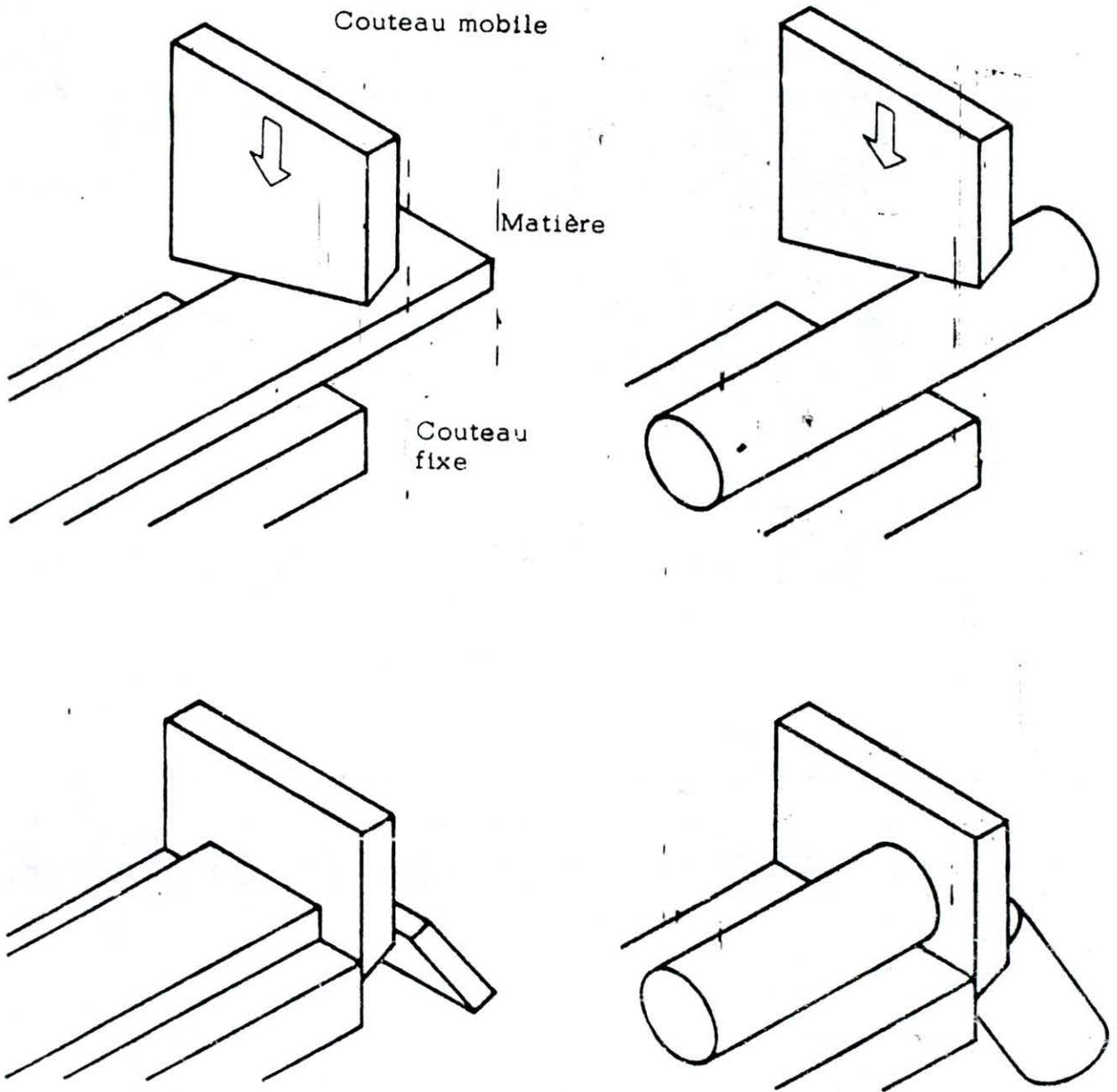


Figure 35 : Principe de cisailage

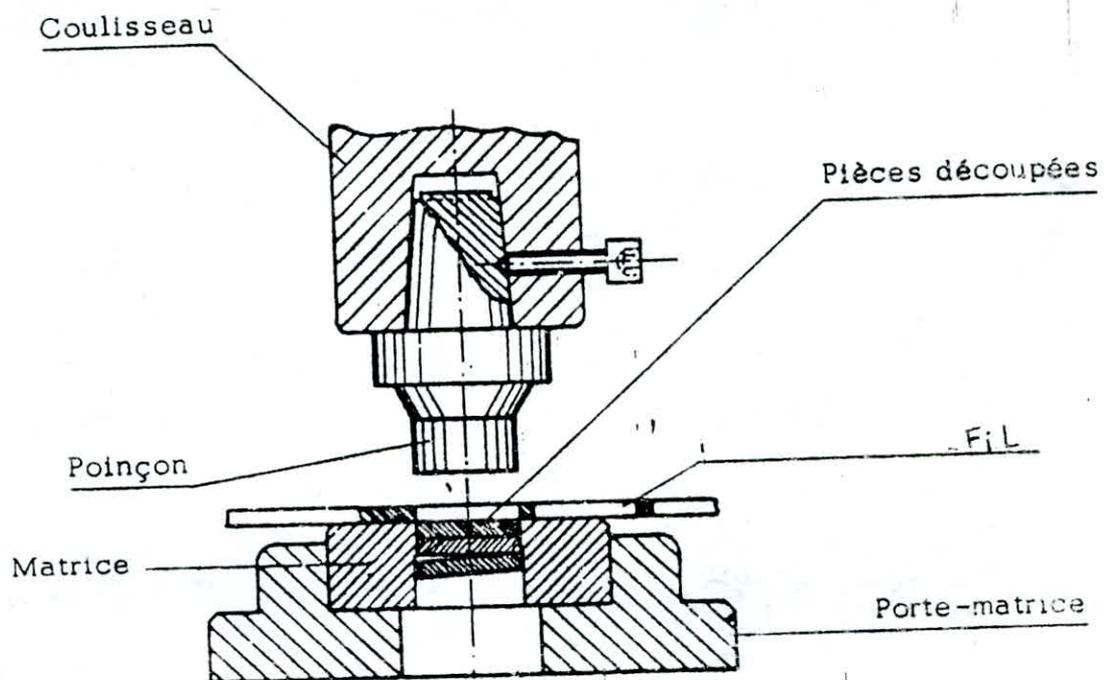


Figure 36 : Principe du découpage par estampage

Etat d'avancement	Géométrie de la lame
Couteau estampé avant laminage	
Couteau après laminage à allonger	
Couteau après laminage à biseauter	

Figure 37 : Laminage des couteaux

13-Emerissage des bouts

14-Polissage des faces

15-Marquage des lames et emballage.

Les outils utilisés dans les différentes opérations de formage sont définis dans le tableau suivant :

Tableau 4 : Outillage utilisé pour le formage du couteau.

Opération	Elément d'outil	Produit	Matière outillage
essage + Cissage	Couteau	M + H	x 155 CrVMo 12-1 Acier fortement allié pour travail à froid
stampage	Couteau	M + H	x 45 Ni Cr Mo 4 Acier fortement allié pour travail à froid
aminage longitudinale	Secteur	M + H	x 155 CrVMo 12-1
aminage à biseauter	"	"	"
stourage	Poinçon et matrice	"	"
arquage lame	poinçon	M	"
antage	Malette de profilage de la meule	H	S6 - 5 - 2/6 Acier rapide

INTRODUCTION

L'usure est la perte de matériau d'une surface sous l'effet de frottement avec une surface plus dure. Les causes d'usure sont d'ordre mécanique, structural, physique et chimique. Les différents paramètres qui interviennent dans les phénomènes d'usure sont liés aux conditions opératoires, aux caractéristiques du matériau, à la géométrie de l'organe, et enfin au type de mouvement.

3.3.I I/- FACTEUR D'USURE3.3.I.I CARACTERISTIQUES DE L'ORGANE

La structure micrographique et les caractéristiques mécaniques, physiques et chimiques interviennent dans le comportement de l'organe au cours du processus de fabrication. Ces caractéristiques doivent permettre au matériau de supporter les conditions opératoires. En une structure qui confère une grande dureté est bénéfique pour une bonne tenue à l'usure.

Le durcissement est provoqué soit par l'écaissage soit par l'addition d'éléments durcissant (Cr, N., Ti, ... dans les alliages ferreux). Certaines caractéristiques physiques telle que la conductivité thermique l'énergie interfaciale, favorisent la résistance à l'usure.

3.3.I.2 CARACTERISTIQUES D'UNE SURFACE METALLIQUE :3.3.I.2.I FINI DE SURFACE

Une surface réelle d'une pièce n'est jamais géométriquement parfaite. Les imperfections rencontrées sont :

a- Les imperfections de forme se mesurent par rapport à une surface idéale de référence et sont dues au manque de précision de la machine.

- b - Les rugosites : Se mesurent par rapport à la courbe moyenne de la surface réelle et sont dues aux asperites des outils, aux abrasifs présents dans le lubrifiant ou enfin aux mauvais traitements de surface.

Les imperfections de forme et les rugosites trop importantes peuvent engendrer des usures graves (rupture du film protecteur, rayures, piqures, ...).

3.3.I.2.2 TRAITEMENTS DE SURFACE

Afin d'améliorer le comportement d'un organe à l'usure, et à la corrosion on lui applique un traitement de surface. Les traitements utilisés sont :

- des opérations physiques
- des opérations chimiques
- des opérations de diffusion
- des revêtements

1/- Opérations physiques parmi lesquelles on peut citer : Le grenailage, le brunissage, la trempe superficielle.

2/- Opérations chimiques :

Les opérations les plus utilisées sont la lubrification, l'oxydation et la phosphatation.

3/- Opérations de diffusion basées sur la formation d'une couche solide par la diffusion comme la cémentation et la nitruration.

4/- REVETEMENTS

Parmi lesquels on peut citer le dépôt thermique, l'électrodeposition, dépôts à la flamme ou par plasma, dépôts organiques,

3.3.I.2.3. CONDITIONS OPERATOIRES

- Niveaux des contraintes et des charges appliquées :
En général, des contraintes importantes engendrent l'usure et peuvent provoquer la rupture.

1/- VITESSE DU MOUVEMENT

Une faible vitesse n'affecte pas l'organe mais une grande vitesse provoque l'usure.

2/- TEMPERATURE

Une température élevée atténue la ténacité et la dureté et donc favorise l'usure. Cependant dans les alliages subissant des transformations de phases.

La dureté peut augmenter par la formation d'une nouvelle structure plus durcissante. De même la formation de couches d'oxydes peut améliorer la résistance à l'usure.

3.3.I.2.4 TEMPS DE FONCTIONNEMENT

Les conditions opératoires influent sur la durée d'utilisation.

L'influence du temps sur l'usure est très variable. Dans le cas des faibles usures par frottement se produisant par rodage, l'usure diminue au cours du temps.

Dans l'usure par abrasion, des particules dures en nombre constant arrachent des quantités constantes de matériaux au cours du temps.

Dans le cas de l'usure importante (par grippage) on a constaté qu'une faible détérioration initiale peut conduire à des dégâts considérables (figure 38)

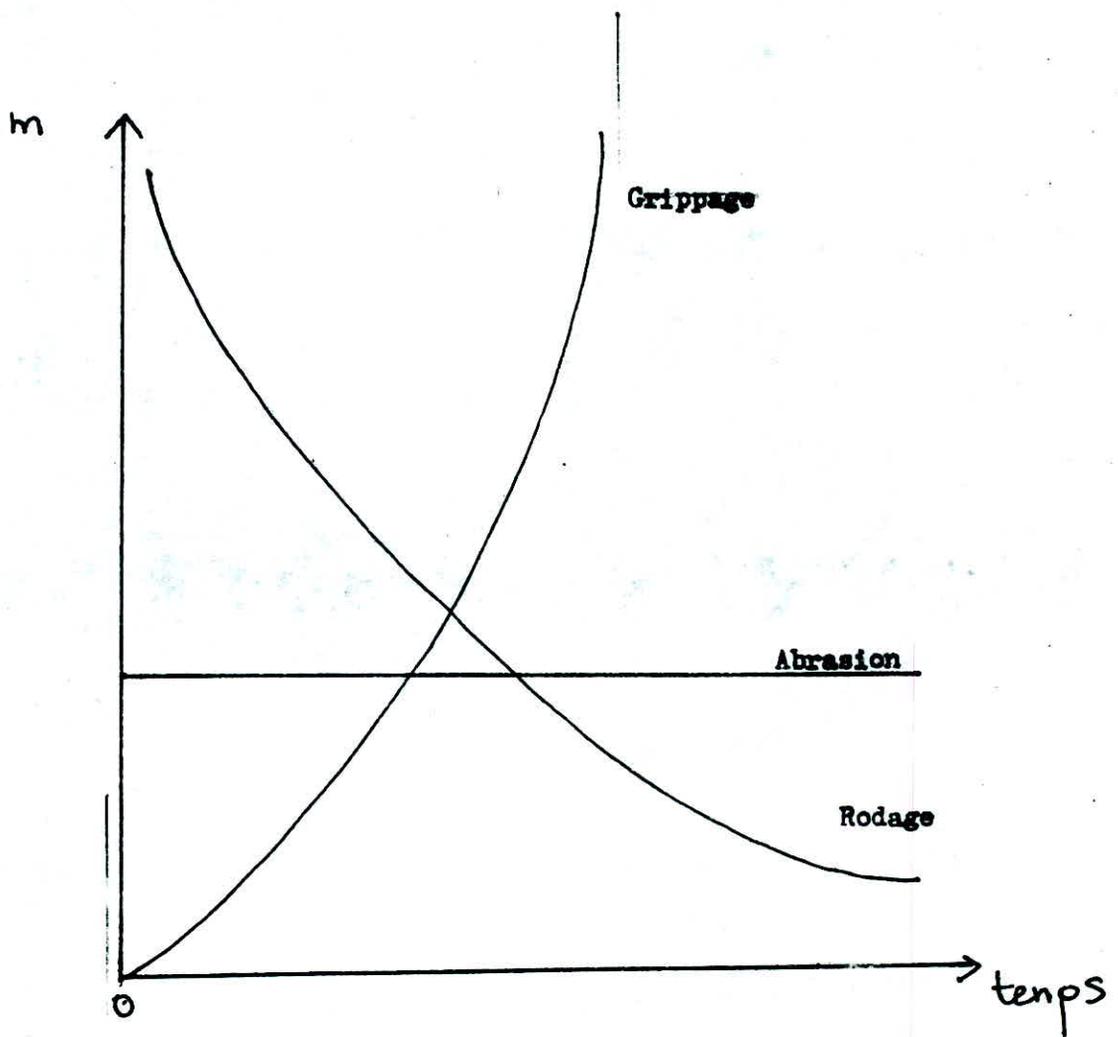


Figure 36 Evolution de la quantité de matière arrachée en fonction du temps.

3.3.I.2.5. LUBRIFICATION :

Pour réduire les frottements entre les surfaces et par conséquent les usures qui en résultent, la séparation des surfaces se fait par l'introduction d'un lubrifiant solide, liquide ou gazeux. Le rôle du lubrifiant est : de réduire l'énergie du frottement, le refroidissement des surfaces, la protection contre la corrosion. Parmi les lubrifiants utilisés :

1/- Lubrifiants solides :

Il doivent donner un faible coefficient de frottement, avoir une grande résistance et adhérer fortement à la surface. Les lubrifiants utilisés sont : Le graphite, et, le bisulfure de molybdène.

2/- Lubrifiants liquides :

Les huiles minérales extraites du pétrole par distillation. Les fluides synthétiques, les huiles grasses, les émulsions.

3.3.I.2.6 LE FROTTEMENT :

Le frottement est la résistance au mouvement de deux surfaces l'une par rapport à l'autre.

On distingue quatre types de frottements :

1/- Frottement par glissement le déplacement de la surface se fait sans roulements (Figure 39 a)

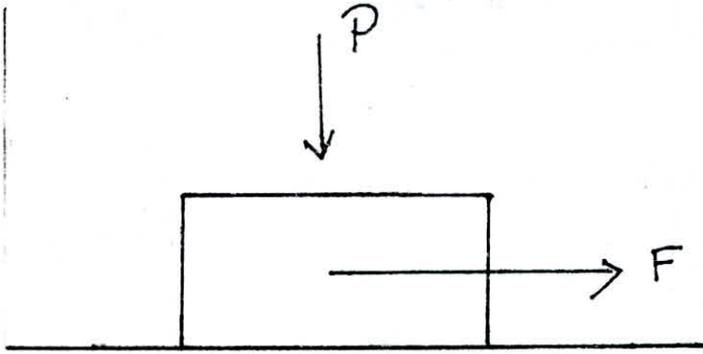
2/- Frottement de roulement :

Un cylindre ou une surface roule sur une surface plane (figure 39 b)

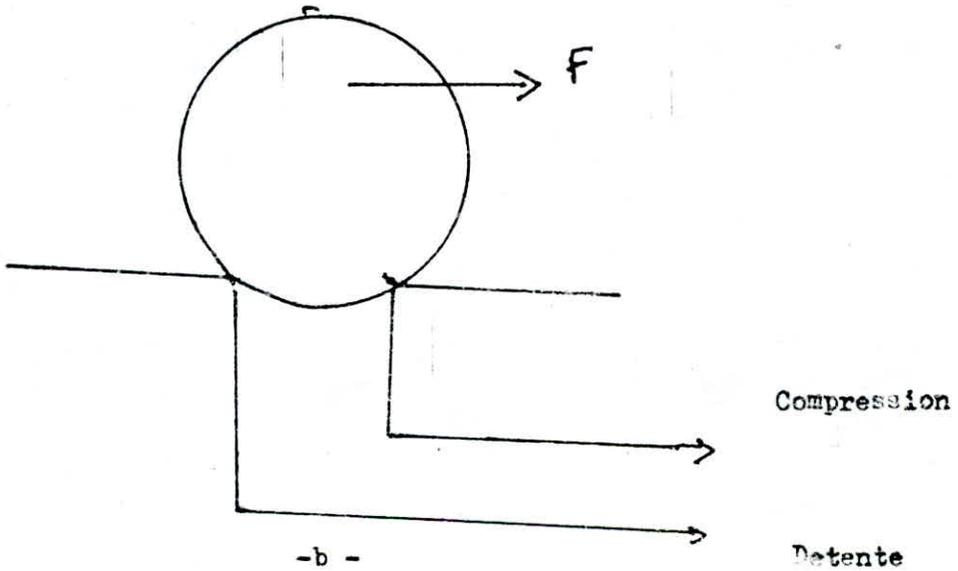
3/- Frottement de pivotement :

Une surface oscille, tourne en reposant par le même point sur une autre surface.

La surface de contact augmente avec la charge appliquée et avec l'élasticité du matériau.



- a -



- b -

Figure :39 :

a - glissement

b - roulement

4/- FROTTEMENT FLUIDE :

Le lubrifiant léquide introduit entre les deux surfaces se partage en plusieurs couches.

La résistance du fluide à cette action de partagé est appelée frottement fluide.

3.3.I.2.7. PRINCIPAUX TYPES D'USURE :

Les différents types d'usure sont :

1/- L'Usure adhésive douce :

Dans l'usure adhésive douce se produit le collage des couches d'oxydes. La protection est assurée. L'usure conduit au vieillissement.

2/- GRIPPAGE :

Les arrachements sont importants et le métal peut fondre. Il y a transfert d'une surface vers une autre surface.

3/- PIQUIRE :

Les piqûres sont de petites cavités qui apparaissent sur la surface métalliques. Leurs dimensions sont très variables et peuvent être observées à l'oeil nu.

4/- ABRASION :

La surface est rayée par un corps de dureté supérieure. Quand une aspérité dure appure sur une surface plus tendre et se déplace sur elle.

Plusieurs phénomènes peuvent se produire : déformation, enlèvement de copeaux, rayures, ...

5/- ECAILLAGE :

Séparation d'une partie du métal par développement d'une fissuration locale.

6/- ECROSION :

L'erosion est un processus qui consiste a ronger une surface. Elle peut se produire par cavitation ou avoir une origine chimique, électrique ou, par contact.

7/- RUPTURES :

Les ruptures se matérialisent par une criques profonde qui grandit plus ou moins rapidement et conduit à la separation de l'organe.

Partie
Pratique

I N T R O D U C T I O N :

L'objet de notre étude étant d'étudier d'une part le comportement des deux nuances d'acier inoxydable au cours du processus de fabrication du couteau et d'autre part de comparer ces comportements.

- La méthode expérimentale que nous avons adoptée consiste à étudier

1°/L'évolution de la structure de l'acier au cours du processus.

2°/L'évolution de l'écrouissage après chaque étape. L'évaluation de l'écrouissage se fait par la mesure des variations de la dureté du matériau.

3°/Evolution de l'état de surface au cours du processus de fabrication.

4-1 Matériaux étudiés

Les deux nuances utilisées pour la fabrication du couteau dans l'unité de l'entreprise Boulonnerie, Coutellerie Robinetterie, située à Bordj-Menaiel, sont les aciers inoxydables :

- Ferritique Z 8 C 17 pour le couteau M (qualité ménage)
- Austénitique Z5 CN 18 - 09 pour le couteau H (qualité horfevre).

4-1-1 Acier inoxydable ferritique(Z8C17)

4-1-1-1 Etat de livraison :

L'acier est importé d'Italie et livré sous forme de fil rond de diamètre 8 mm.

4-1-1-2 : Composition chimique

L'analyse donne le resultat suivant (Tableau 5).

Tableau (5) : Composition chimique de l'acier X 8 C 17

Elément	Spécification (%)	Analyse (%)
C	≤ 0,10	0,69
Si	≤ 1,00	0,34
Mn	≤ 1,00	0,35
P	≤ 0,045	0,023
S	≤ 0,030	0,002
Cr	15,50 — 17,50	15,91

4-1-1-3 : Structure micrographique :

L'acier X-8 C 17 a une structure ferritique . La matrice dans laquelle sont dispersés de fines particule de carbure $Cr_{23}C_6$. Ce dernier precipite aussi bien dans le joint que dans les grains. Les grains ont une taille variable avec une moyenne de 5 leur forme est equiaxe avec des contours polyedriques.

4-1-1-4 Caracteristiques physiques :

- paramètre de la maille : 2,86 Å
- densité 7,7 g/cm³
- module d'elasticite : 206 Gpa
- coefficient de dilatation a 300° C
11,23 10⁻⁶ °K⁻¹
- conductivite thermique : 299 Wm⁻¹K⁻¹
- capacite thermique massique : 460 j Kg⁻¹K⁻¹
- resistivité electrique : 60 μΩ cm

4-1-1-50 Caractéristiques mécaniques :

Elles sont presentées dans le tableau

Tableau (6) : Caractéristiques mécaniques de l'acier
X8 C 17

Parametre	Spécification	Analyse
Rm (daN/m ² m)	< 52	44
Re 0,002 (daN/m ²)	> 27	26
H 10	-	139
A%	≥ 35	45
n	0,2 - 0,3	0,23

On constate une limite élastique legerement faible par rapport aux specifications exigées par les normes.

4-1-2 Acier inoxydable austenitique Z5 CN 18 - 09

4-1-2-1 Etat de livraison :

Importé d'Italie sous forme de fil rond de diametre 9 mm.

4-1-2-2 Composition chimique :

Les spécifications et les résultats d'analyse sont exposés dans le tableau

Tableau (7) : Composition chimique de l'acier X 5 CN 18-09

Elément	Spécification (%)	Analyse (%)
C	\leq 0,07	0,031
Si	\leq 1,0	0,57
Mn	\leq 2,0	1,04
P	\leq 0,045	0,027
S	\leq 0,030	0,002
Cr	17,0 - 20,0	18,12
Ni	8,5 - 10,0	8,53

4-1-2-3 Structure micrographique :

Structure micrographique de l'acier X 6CN 18-10 est constitué de grains austénitiques de forme polyédrique contenant des macles
taille des grains 5.

4-1-2-4 Caractéristiques physiques :

- paramètre de la maille: $3,64 \text{ \AA}$
- densité : $7,73 \text{ g/cm}^3$
- module d'élasticité = 213 GPa
- coefficient de dilatation à 300°C $22,47 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{K}^{-1}$
- conductivité thermique : $21,3 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$
- capacité calorifique massique : $4,65 \text{ Jkg}^{-1}\text{K}^{-1}$
- résistivité électriques $48 \mu\Omega\text{cm}$.

4-1-2-5 Caracteristiques mécaniques :

Les caracteristiques mécaniques sont représentés dans le Tableau (8) : Caracteristiques mécaniques de l'acier XS CN 18-09

Parametre	Spécification	Analyse
Rm (daN/m ² m)	< 65	58
Re 0,002(daN/mm ²)	7 22,5	25,3
Hv 10	-	137
A (%)	7 58	68
n	0,5 - 0,95	0,62

on constate que l'allongement est très élevé (un axes de 17%)

4-2- TECHNIQUES EXPERIMENTALES :

4-2-1- Analyse chimique :

L'analyse chimique a été faite au laboratoire de contrôle de l'entreprise. Les méthodes utilisées dépendent des éléments à analyser :

- analyse volumetrique pour P,Cr
- analyse gravimétrique pour Ni, Si
- analyse conductivimétrique pour C,s
- analyse spectrophotométrique pour Mn

Les méthodes d'analyse sont exposé en annexe (ANNEXE I)

4-2-2 Etude métallographique :

4-2-2-1 Analyse macrographique :

L'étude de la surface nettoyée, a été faite à l'aide d'une loupe, binoculaire (G= 50)

4-2-2-2 Analyse micrographique :

1/ Préparation des échantillons

a- Le prélevement : du fil brut et des couteaux après chaque étape du processus. Le prélèvement est statistique pour respecter l'échantillonnage. La taille des échantillons n'excede pas 1 cm³ en volume.

b- Enrobage : On a utilisé l'enrobage à chaud à l'aide d'une presse avec chauffage et refroidissement intégrés. La matière d'enrobage est de la bakelite noire. Les paramètres de l'opération sont :

- température : 100°C
- pression : 4 bars
- temps : 10 mn
- lubrifiant : waker silicon

c- Polissage : Les échantillons ont été polis en utilisant successivement les papiers : 320 , 600, 1000 et 1200 sous lubrification d'eau. La finission sur un feutre avec une suspension d'alumine permet d'obtenir des surfaces parfaitement polies.

d- Attaque chimique :

Le réactif utilise est le réactif de LORY dont la composition est préparée de la manière suivante :

Dans un premier récipient on introduit un volume d'acide chlorhydrique et deux volumes de glycerine dans un deuxième récipient on introduit un volume d'acide azotique et un volume de glycerine le mélange des contenus des deux récipients constitue le réactif de LORY. L'attaque se fait à la température ambiante pendant 10 minutes.

2/ Microscopie métallographique :

Les échantillons attaqués soigneusement lavés et séchés sont étudiés au microscope. Les appareils utilisés sont des binoculaires, de marque Carl-Zeiss type ICM 405 et type Jenapol. Les grossissements utilisés sont 200 (figure 38)

3/ Essai de microdureté : L'appareil utilisé est de marque WOLPERT-TESTOR la charge de travail est de 200 gr.

4/ Analyse radiocristallographique :

L'analyse a été faite au laboratoire de solutions solides de l'institut de physique de l'U.S.T.H.B. L'appareil utilisé est un diffractomètre de Debye Scherrer de marque Phillips.

4-2-2-3 Essais mécaniques :

1/ Essai de traction (norme A 03-151)

Les essais ont été effectués par une machine de marque ROELL-KORTHAUS la vitesse de déformation maintenue constante de 5 mm/mn .

La température de l'essai est de 20°C environ. L'éprouvette a une forme cylindrique avec une longueur initiale égale cinq fois son diamètre. (figure 39).

2/ Essai de dureté (norme A 03-154)

Nous avons opté pour l'essai Wickers. La charge utilisée est de 100 Kgf

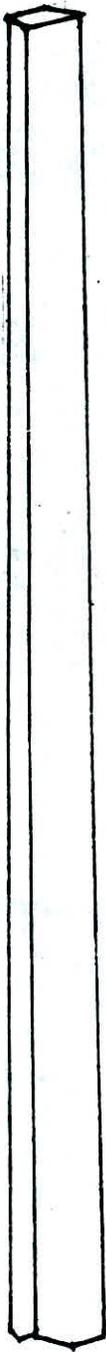


Figure 39 :
Eprouvette pour essai
de traction

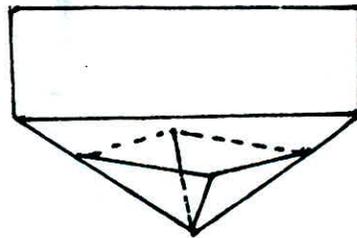


Figure 40 :
Pénétrateur vickers

L'appareil utilisé est de marque WOLPERT-TESTOR

Le pénétrateur est en diamant, il a une forme pyramidale.

(figure 40).

Chaque résultat est une moyenne de trois ou plus mesures effectuées.

RESULTATS EXPERIMENTAUX

INTRODUCTION

Les transformations d'ordre structural et les variations des caractéristiques correspondantes des aciers utilisés doivent se produire au cours des opérations suivantes :

- 1 - Pour le couteau M
 - Estampage
 - Laminage à allonger
 - Laminage à biseautés
 - Polissage à bille
- 2 - Pour le couteau H
 - Estampage
 - Laminage à allonger
 - Laminage à biseauter
 - Polissage

Les autres opérations telles que le dressage, le cisailage et la rectification ne produisent pas un effet notable tant sur la structure que sur les propriétés mécaniques. Afin de comprendre le comportement des deux aciers au cours du processus, nous avons étudié l'évolution de la structure, les variations de la dureté, et enfin le développement de défaut à la surface des lames des couteaux.

5.1 - EVOLUTION STRUCTURALE :

5.1.1. - Acier X8C17

La structure subit des déformations à partir de l'opération de l'estampage il y a une faible fragmentation des grains (Figure 41) au cours du laminage à allonger les grains sont allongés dans la direction du laminage. Leur taille n'a pas subit beaucoup de variation (Figure 42).

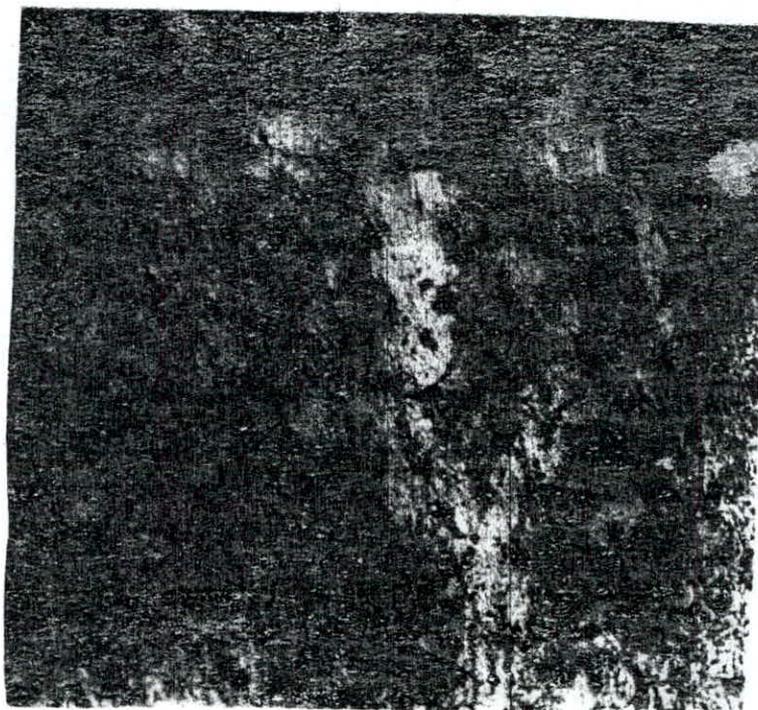


FIGURE 41 Opération de l'estompage



FIGURE 42 Opération du laminage à allonger

Pendant le laminage à biseauter les grains retrouvent leur forme équiaxe. Mais pas le contour polyédrique. (Figure 43) au cours de l'opération du polissage la structure n'est pas modifiée.

5.1.2. - ACIER X6CN18 - 09

La structure est modifiée à partir de l'opération d'estampage les grains sont légèrement fragmentés. Ils conservent leur forme, les macles sont toujours existantes (Figure 44). Le laminage à allonger modifie la structure. Il réduit la taille et provoque l'allongement des grains. Cependant ces effets ne sont pas généralisés et notables. on constate la disparition de la forme polyédrique et des macles (Figure 45).

Au cours du laminage à biseauter, la structure est déformée et il y a absence totale de forme (Figure 46) il faut signaler l'apparition de la martensite aux joints austénitiques. Cette martensite se forme par écrouissage au cours du laminage. Elle va accroître davantage le durcissement de l'acier.

5.2 - EVOLUTION DE LA DURETE :

5.2.1 - Acier X8C17

La figure 47 montre que la phase ferritique subit un faible durcissement au cours des opérations de dressage, de cisaillage et de rectification cylindrique. L'opération d'estampage engendre un durcissement considérable estimé à 55 %. Le durcissement décroît entre ces opérations de cisaillage et de la rectification de la surface (Figure 48). Des variations de la dureté de l'acier au cours du processus de fabrication sont représentées dans la figure 49) on constate que le durcissement est considérable au cours de l'estampage est faible au cours des premières opérations au cours du laminage et du polissage. Les variations relatives de la dureté montrent que le durcissement provoqué par le laminage ne dépasse pas 7%. Celui correspondant aux autres opérations est plus faible.

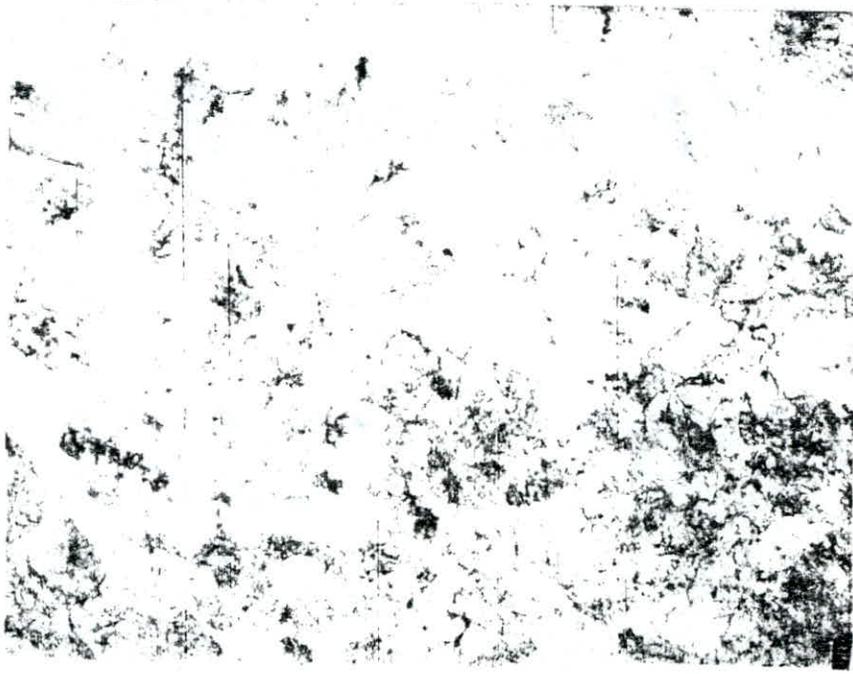


FIGURE 43 : Opération du laminage à biseauter



FIGURE 44 : Opération de l'estampage

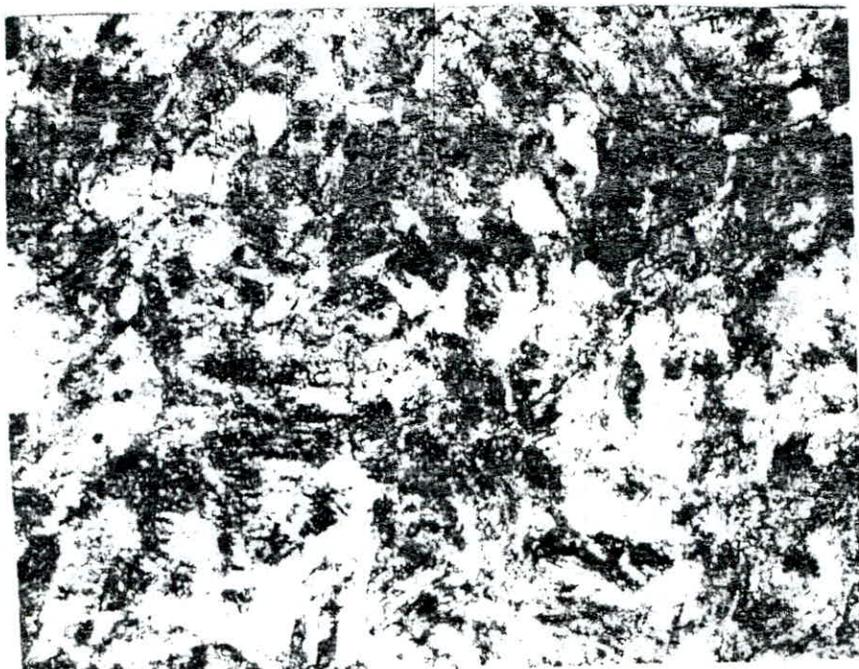


Figure 45 : Opération du laminage allongé

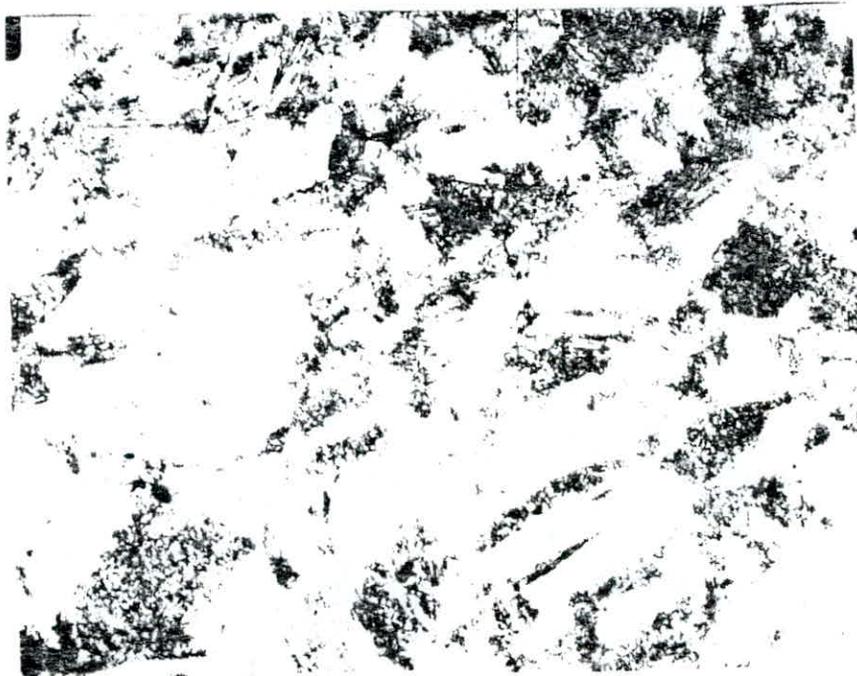


Figure 46 : Opération du laminage à bisection

5.2.2. - Acier X6CN18 - 09

Comme dans le cas de l'acier X8C17, le durcissement est considérable au cours de l'estampage, et relativement faible au cours du laminage et du polissage et très faible au cours des premiers stades du processus (Figure 50). Les variations relatives de la dureté montrent que le durcissement de 117% par estampage et 12% par laminage. Le durcissement engendré par les autres opérations est plus faible (Figure 51)

5.2.3. - Comparaison du comportement des deux nuances :

Le durcissement de l'acier austénitique X6CN18 - 09 est nettement plus important que celui de l'acier ferritique X8C17. Pendant les trois premières étapes l'acier ferritique est plus résistant mais au cours de l'estampage la tendance s'inverse. Ce comportement de l'acier X6CN18 - 09 peut être expliqué par la présence de la martensite d'écrouissage obtenue au cours de l'estampage en plus des effets des carbures et du nickel dissout dans la matrice austénitique.

5.3 - COMPORTEMENT DE LA SURFACE :

5.3.1. - Acier X8C17

1) - au cours de l'opération rectification cylindrique :

L'opération de rectification de la surface engendre une usure qui se traduit par un arrachement de matière et une abrasion qui provoque des rayures plus au moins minces et parallèles à la direction longitudinale de la lame (Figure 52 a)

2) - Au cours de l'estampage :

Dans la figure 52 b) on peut constater l'usure importante subie au cours de l'estampage. Les arrachements de matière sont très importants. Elles sont allongées dans le sens de la direction longitudinale de la lame.

Tableau 9 a : Evolution de la durete de X8C17 en fonction du N° de l'étape

N° DE L'ETAPE	HVO,2	Δ HVO,2	$\Delta \frac{HVO,2}{HVO,2}$
Etat brut	151	0	0
3	158	7	4,6 %
4	231	73	46,2 %

Tableau 9 b : Evolution de la dureté X6CN18 - 9 en fonction du N° de l'étape

N° DE L'ETAPE	HVO,2	Δ HVO,2	$\Delta \frac{HVO,2}{HVO,2}$
Etat brut	134	0	0
3	154	20	14,9 %
4	312	158	102,6 %

Tableau 10 a : Evolution de la dureté de X8C17 en fonction du N° de l'étape

N° DE L'ETAPE	HV10	Δ HV10	$\frac{\Delta HV10}{HV10}$
Etat brut	154	0	0
3	160	6	3,9 %
4	251	9	5,68 %
6	268	17	6,7 %
7	284	16	5,9 %

Tableau 10 b : Evolution de la dureté de X6CN18 - 09 en fonction du N° de l'étape

N° DE L'ETAPE	HV10	Δ HV10	$\frac{\Delta HV10}{HV10}$
Etat brut	137	0	0
3	154	17	12,4 %
4	333	179	117 %
6	373	40	12 %
7	409	36	9,6 %

HV 10 ↑

Figure 49 C
evolution du durcissement HV 10
des structures ferritique et
enstenitique en fonction du
n° de l'étape

400

300

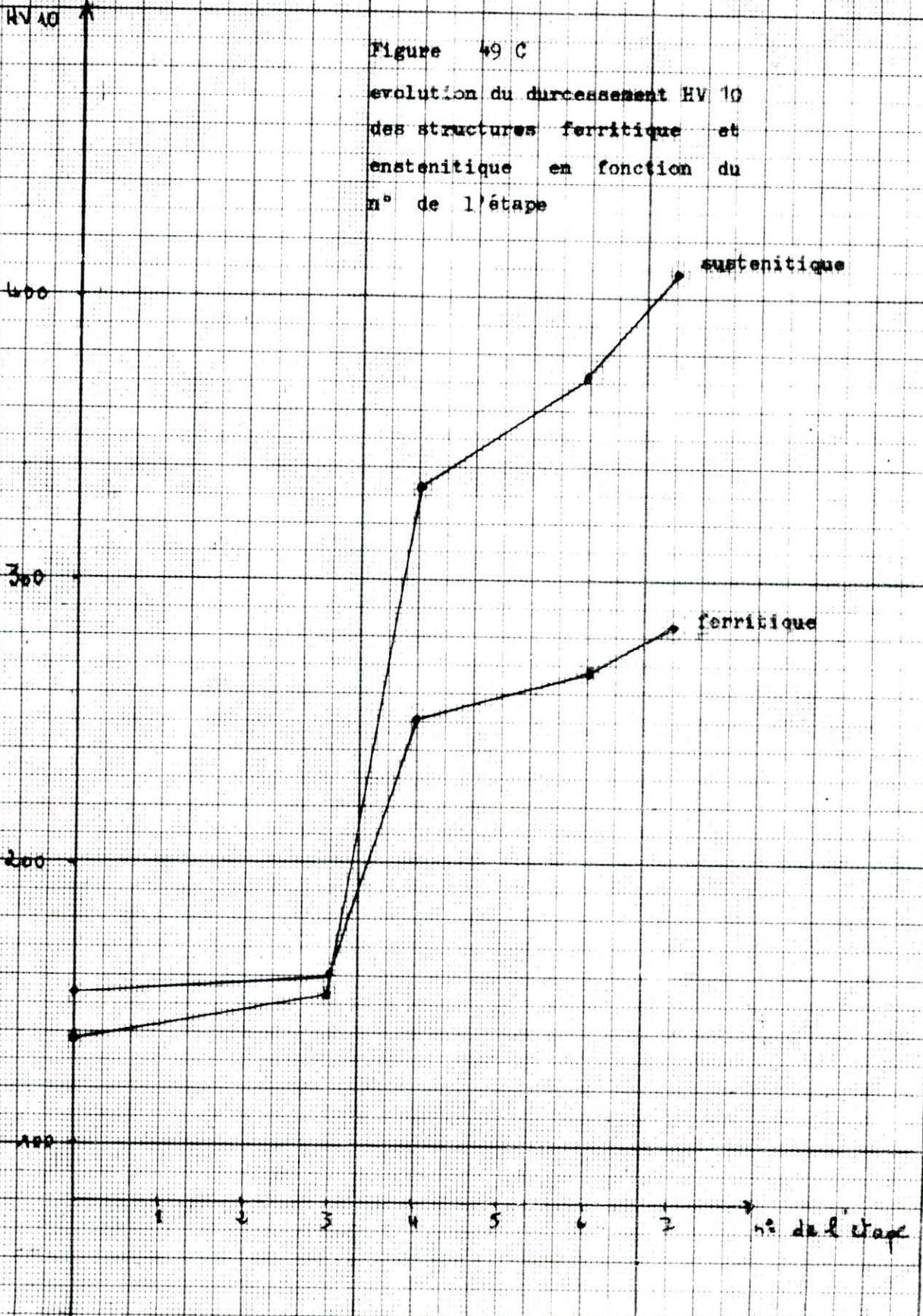
200

100

enstenitique

ferritique

1 2 3 4 5 6 7 n° de l'étape



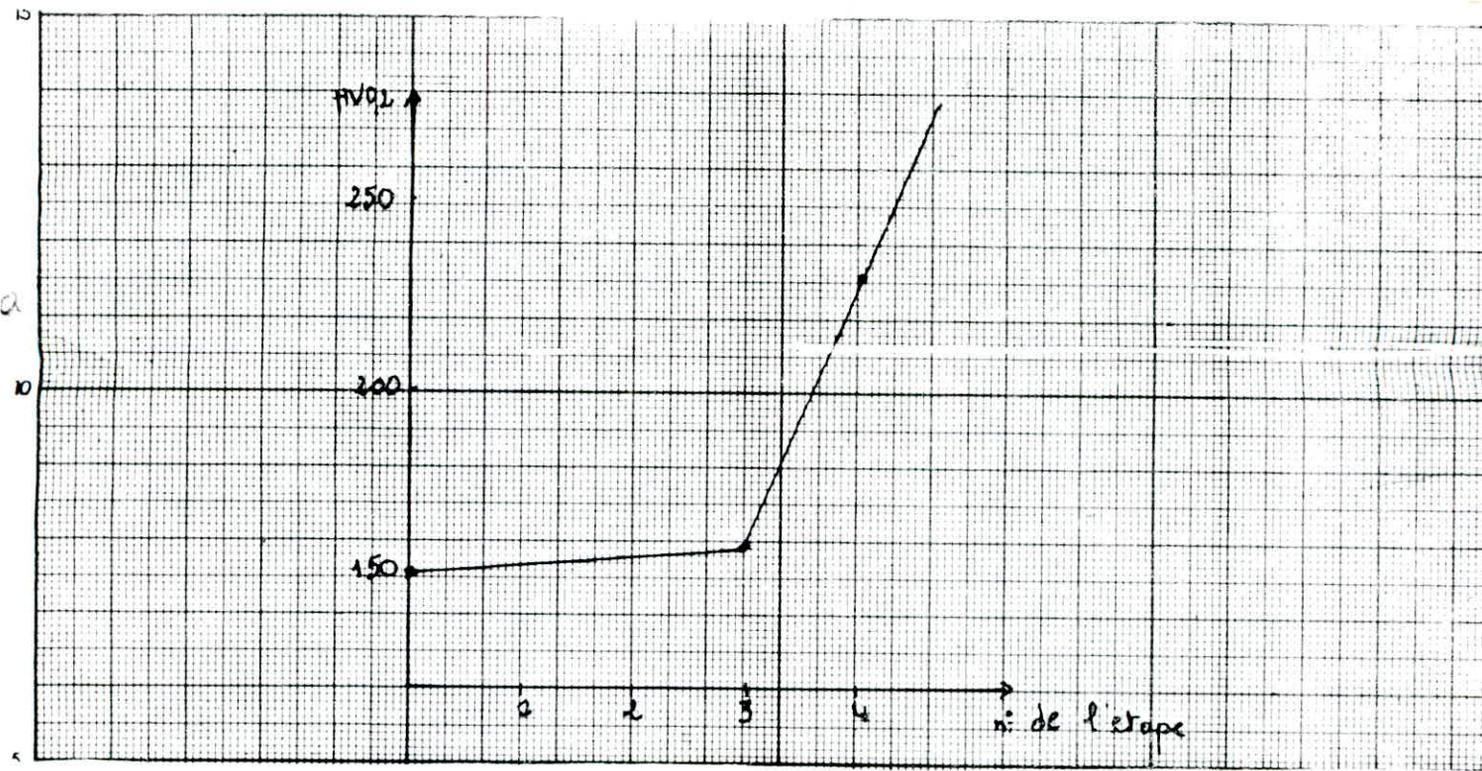


Figure 47 a
 Evolution de la microdureté HV 0,2
 de la structure ferritique en fonction du n° de l'étape



Figure 47 b
 variation relatif de la durete des structures
 ferritique et austenitique HV 0,2
 HV 0,2

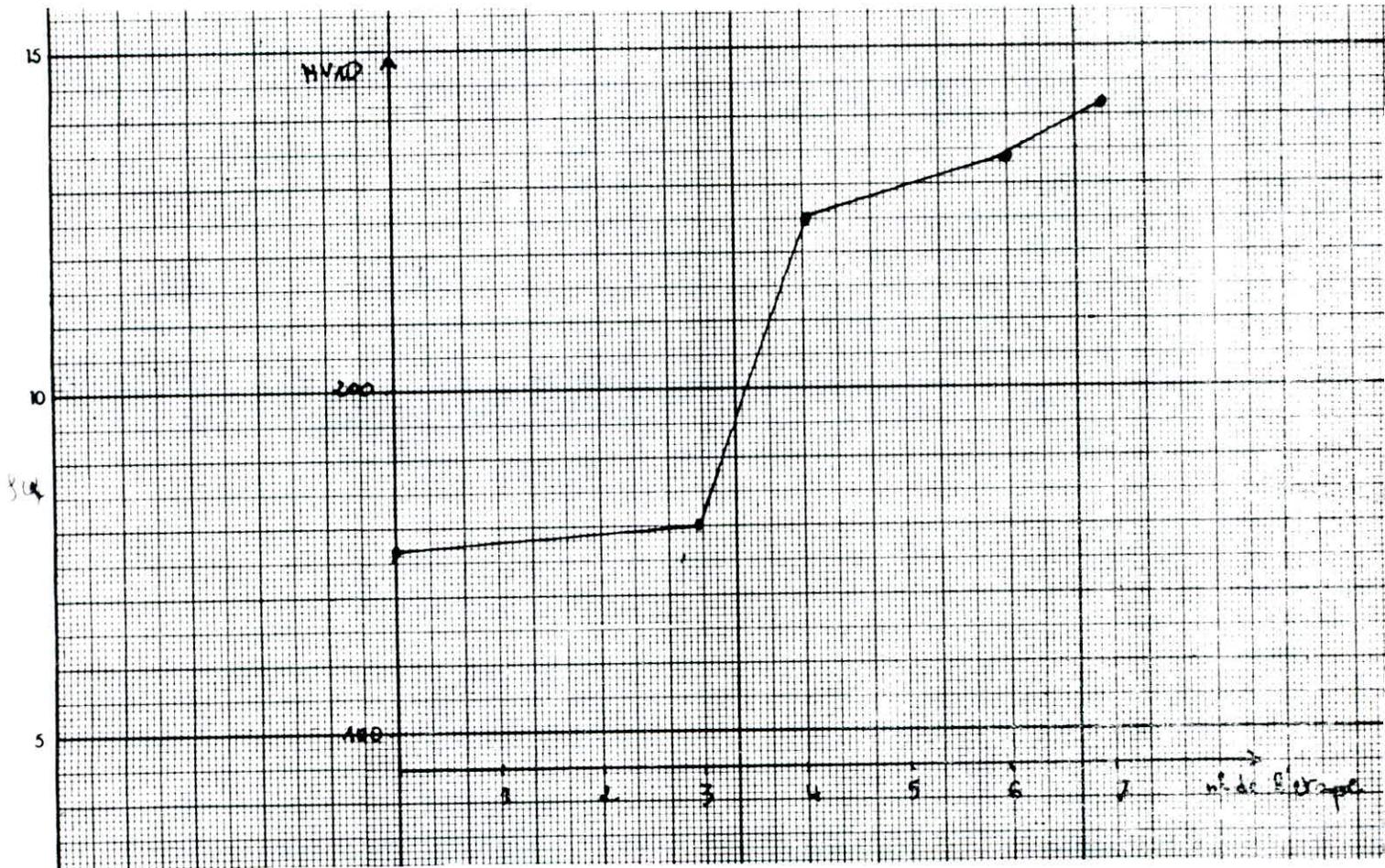


Figure 49 a
 Evolution du durcissement HV 10
 de la structure ferritique en
 fonction du n° de l'etape

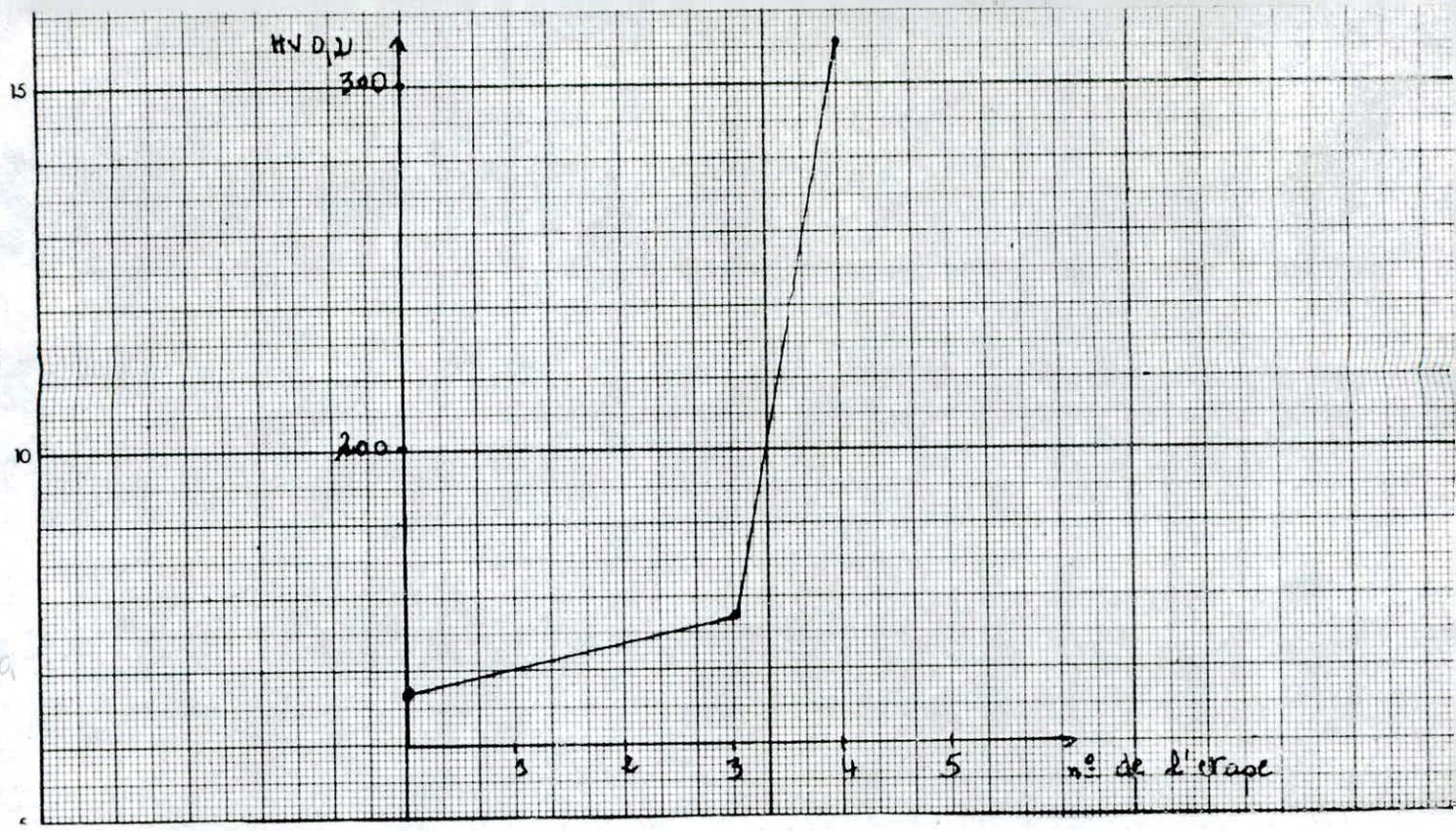


Figure 50 a

Evolution de la microdureté (HV 0,2)
de la structure austénitique en fonction du n° de l'étape

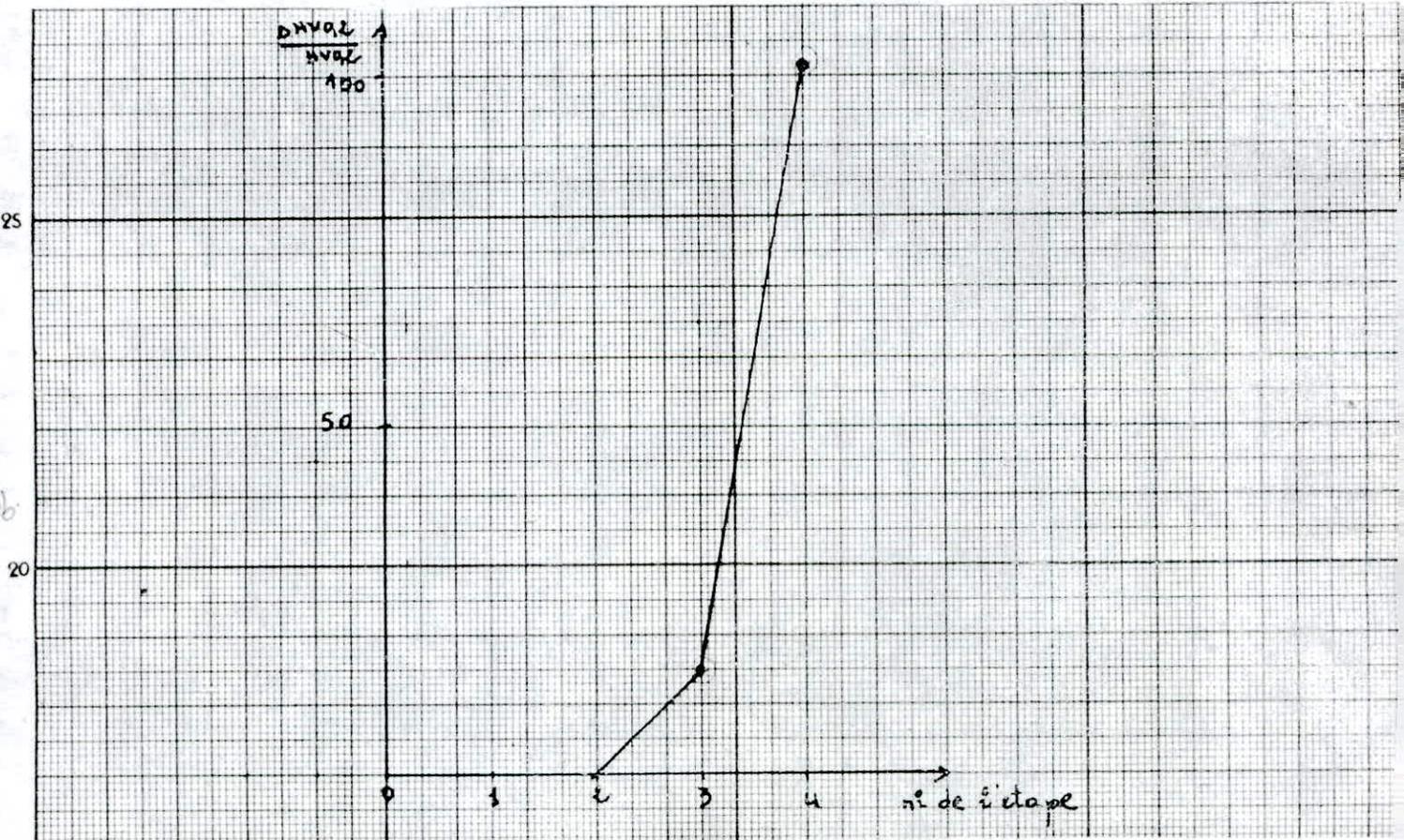


Figure 50 b

courba de la variation de la microdureté
structure austénitique en fonction du n° de l'étape HV 0,2

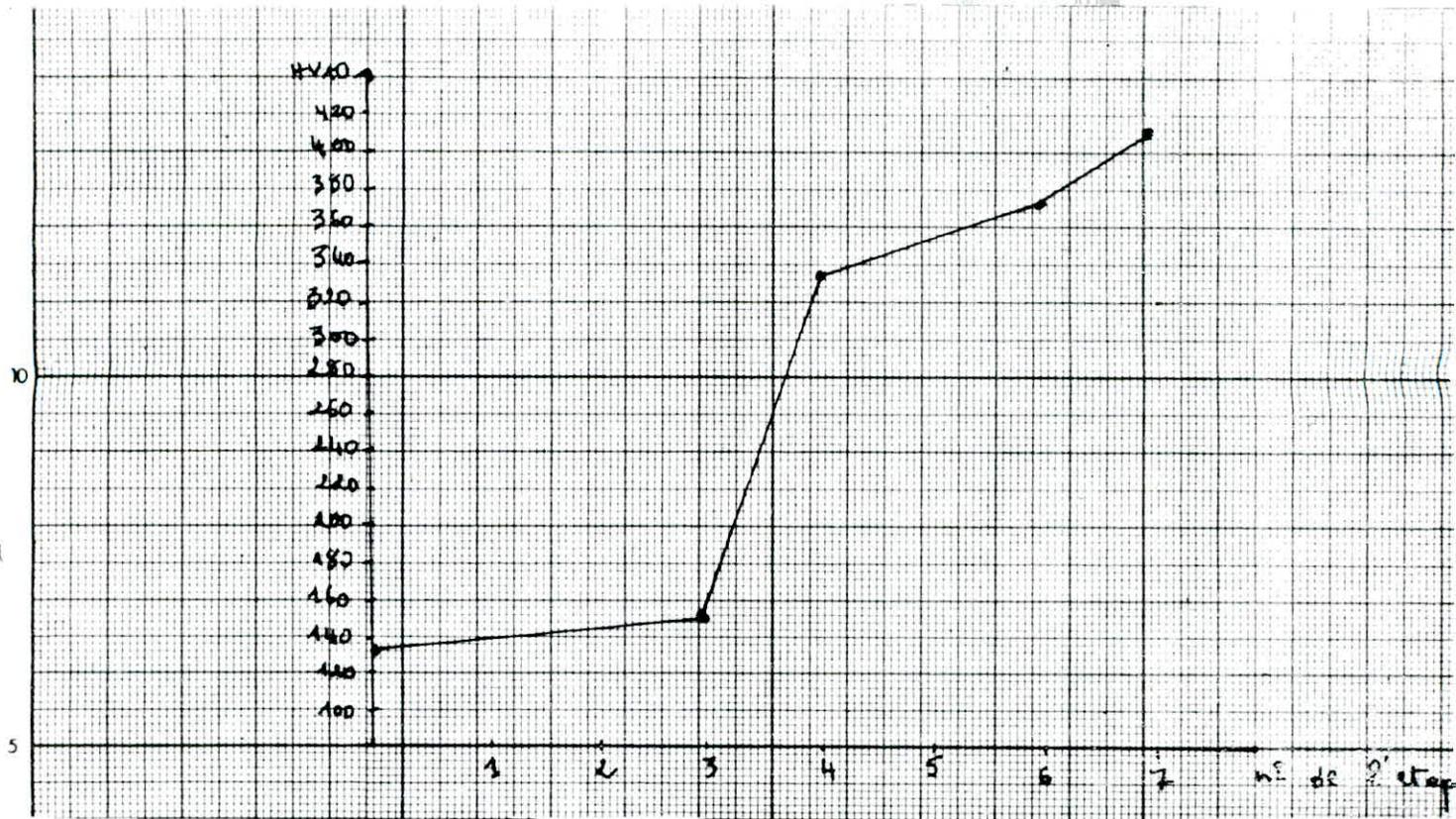


Figure 51 a
 evolution du durcissement (HV 10)
 de la structure austénitique
 en fonction du n° de l'étape

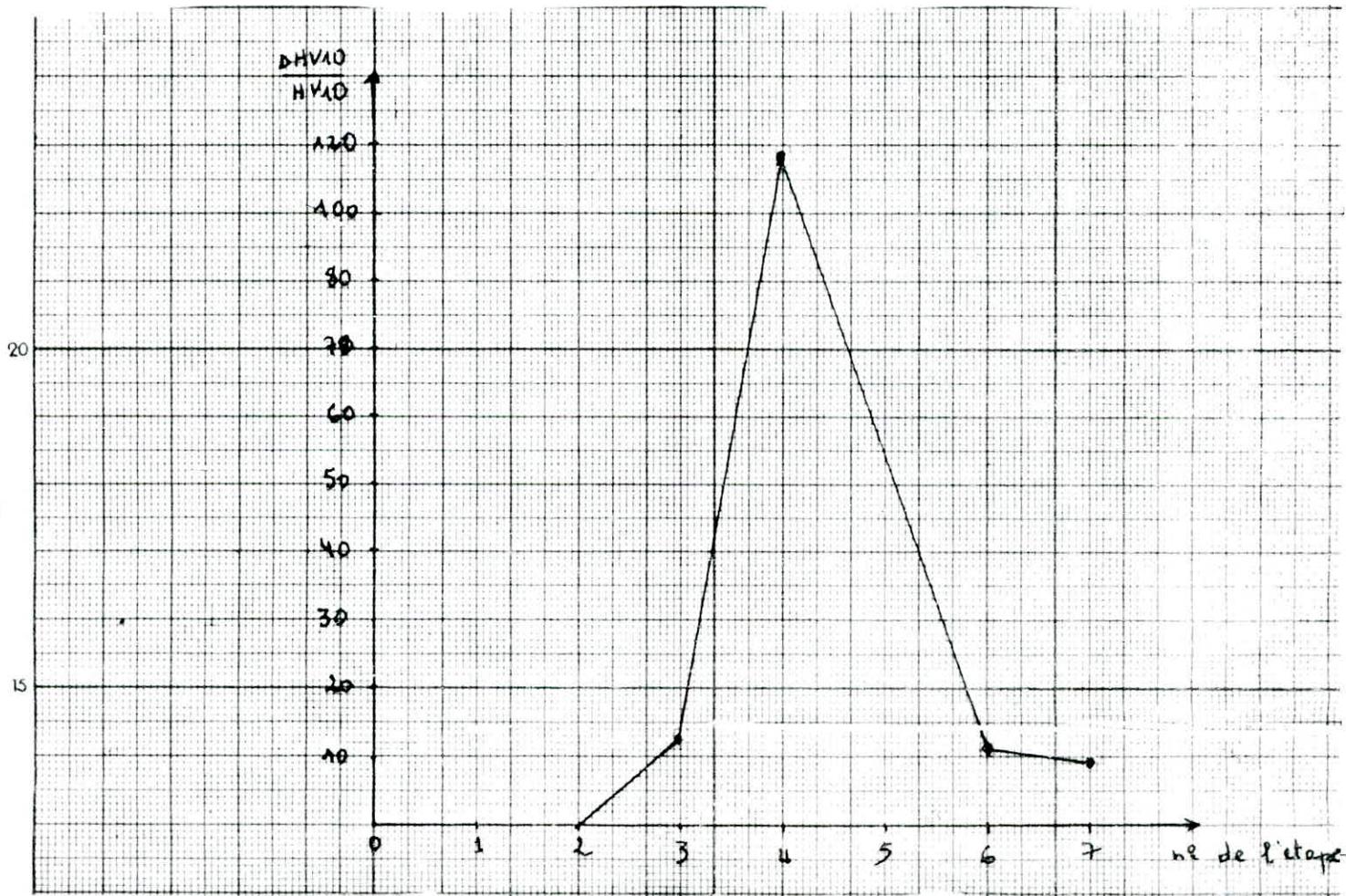


Figure 51 b :
 variation de la dureté (HV 10)
 de la structure austénitique (HV 10)
 en fonction du n° de l'étape

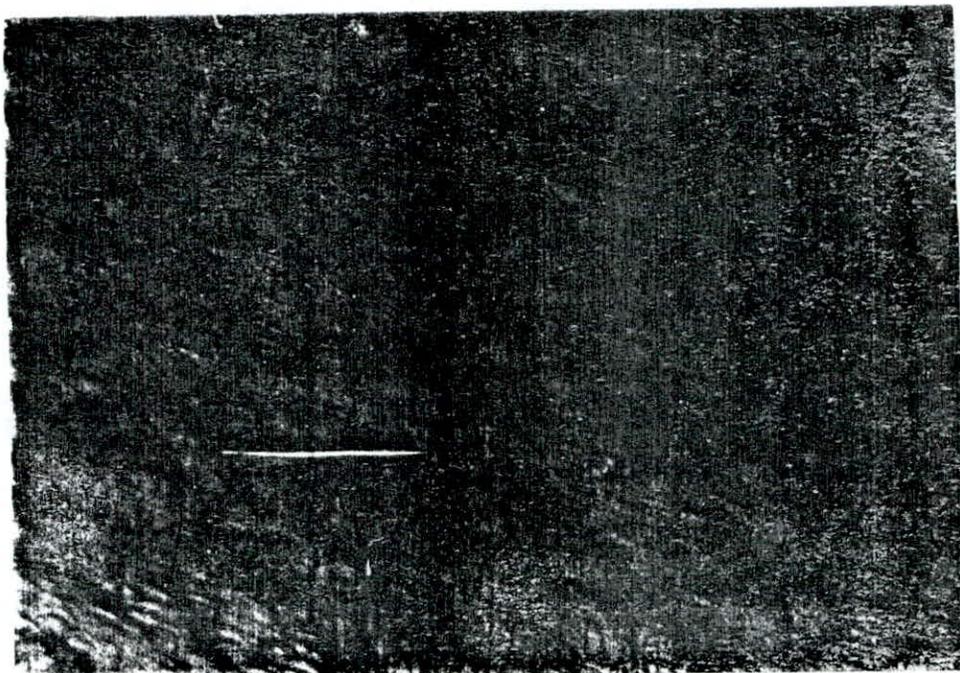


Figure 52 a - Opération de rectification cylindrique



Figure 52 b - Opération de l'estampage

3) - au cours du laminage :

Le laminage à allonger provoque une abrasion sous forme de rayures parallèles dans le sens longitudinal (sens du laminage).

L'épaisseur de ces rayures est variable. Cette abrasion est la trace laissée par les cylindres du laminoir sur la surface de la lame. Les rayures causées par le laminage à biseauter sont beaucoup plus importantes (Figure 53 et 54)

4) - Au cours de la rectification de la lame :

L'opération de la rectification élimine partiellement les rayures de laminage et de l'estampage. La surface subit une déformation plastique (Figure 55 a).

5) - Au cours du polissage à bille :

La surface de la lame contient des traces provoquées par le choc des billes. Ces défauts ont la forme de fissures profondes et de taille plus au moins importante (Figure 55 b)

5.3.2. - ACIER X6CN18 - 10

La formation des défauts au cours des différentes opérations se présente de la manière suivante :

1) - Au cours de l'estampage :

Une abrasion importante traduite par la formation des rayures plus au moins larges et parallèles à la direction longitudinal. Ces rayures sont en fait formées au cours de l'opération de rectification cylindrique et agrandies au cours de l'estampage. (Figure 56)

2) - Au cours du laminage :

L'analyse de plusieurs échantillons ne montre pas une grande déformation de la surface.

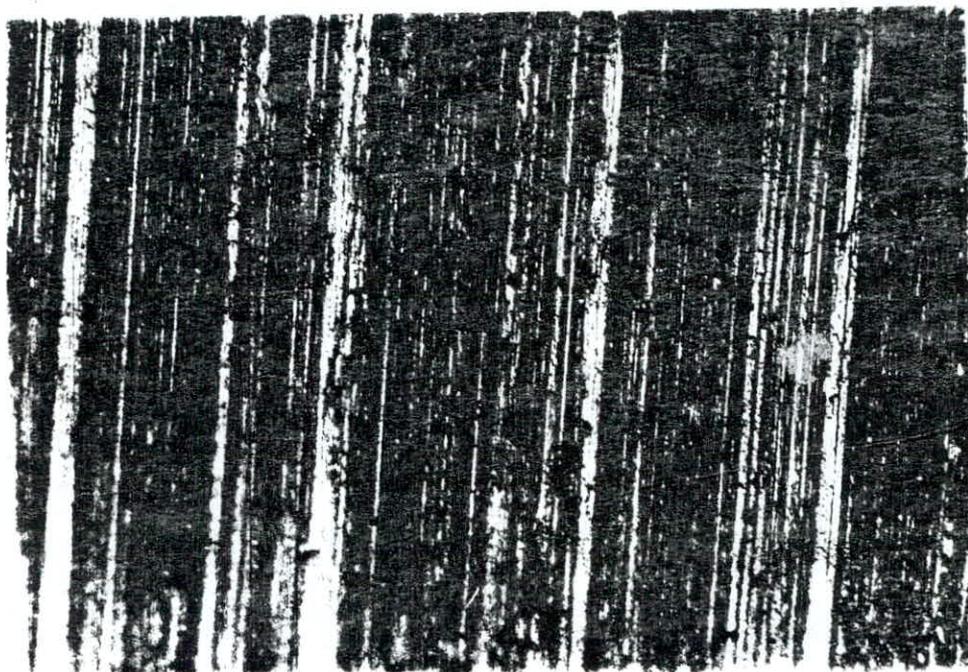


Figure 53 : Opération du laminage à allonger

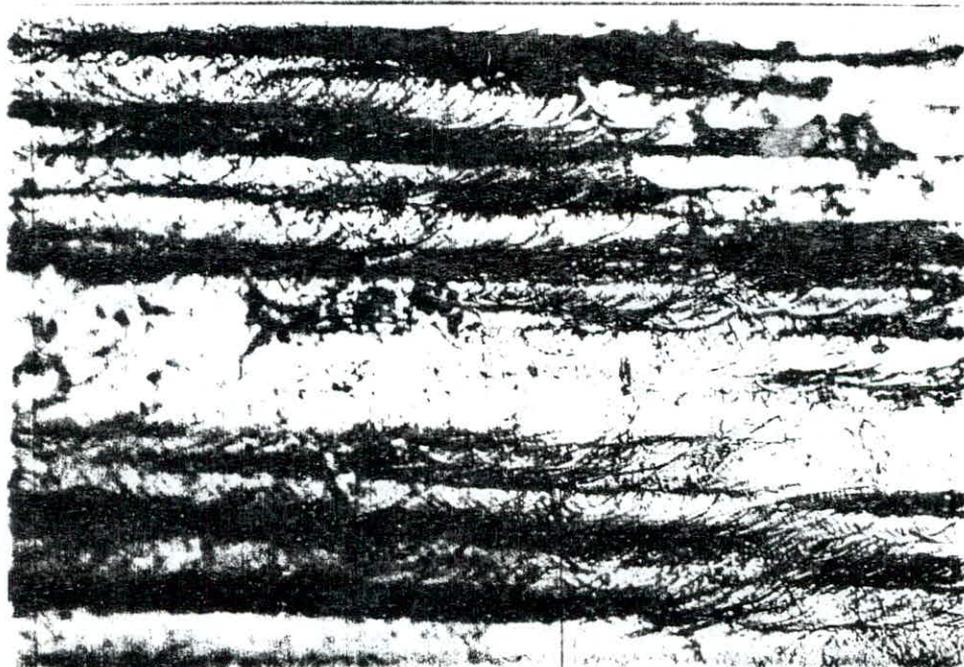


Figure 54 : opération du laminage a biseauter

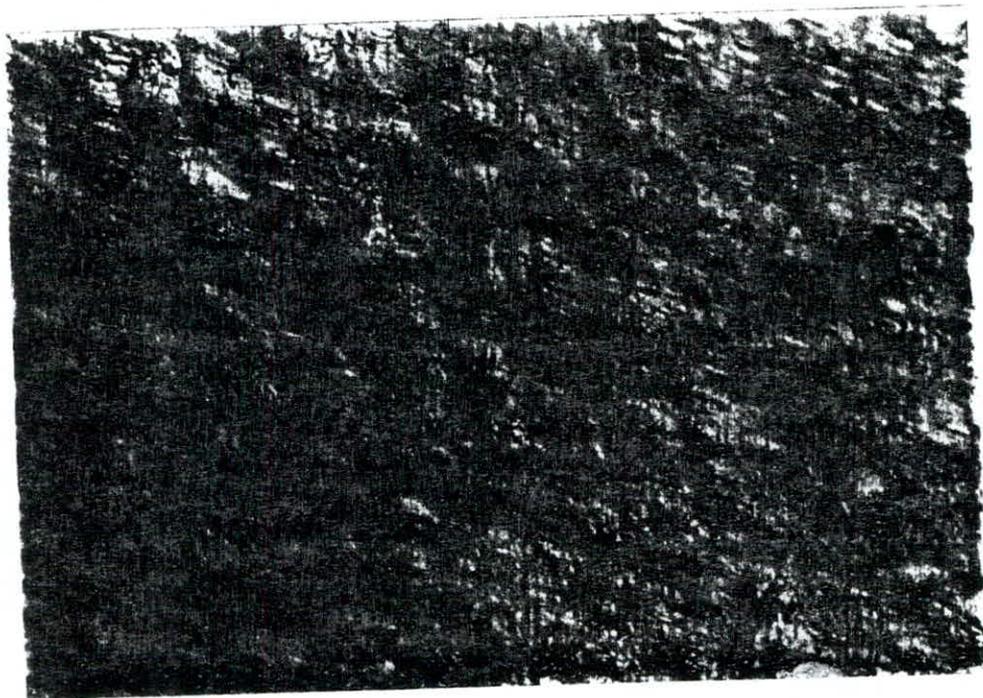


Figure 55 a : Opération de rectifiage de la lame gauche

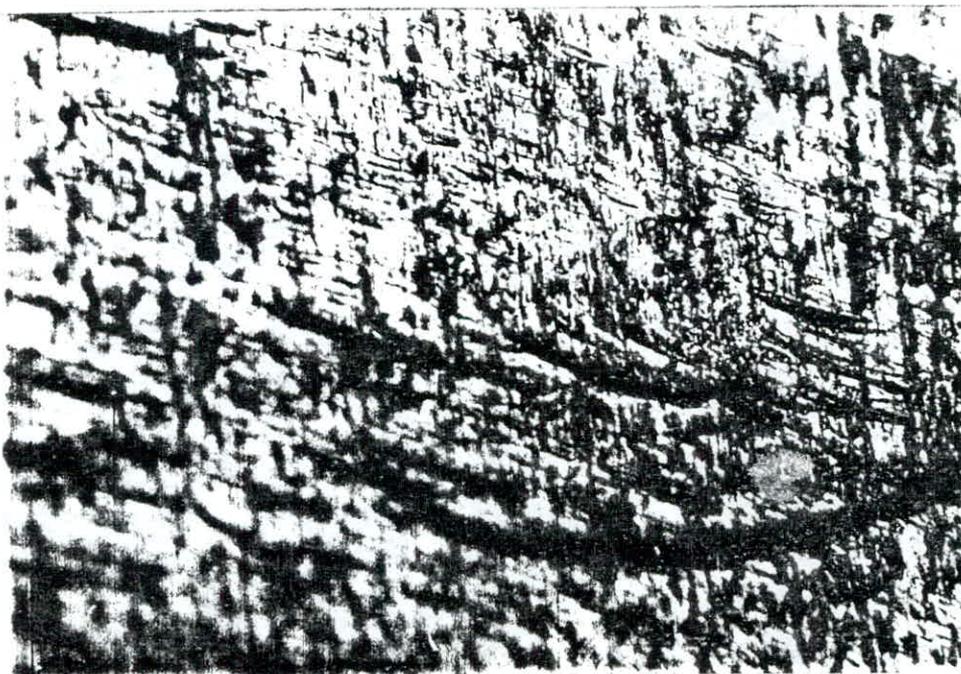


Figure 55 b : Opération du polissage à bille

On constate une faible abrasion, sous forme de rayures fines parallèles dans le sens de laminage (Figure 57). Dans un échantillon nous avons constaté la présence d'une grande déformation formées antérieurement. Cette déformation est un gonflement parallèle à la direction longitudinal. Les rayures constituées au cours du laminage à biseauter sont présentés dans la figure 57.

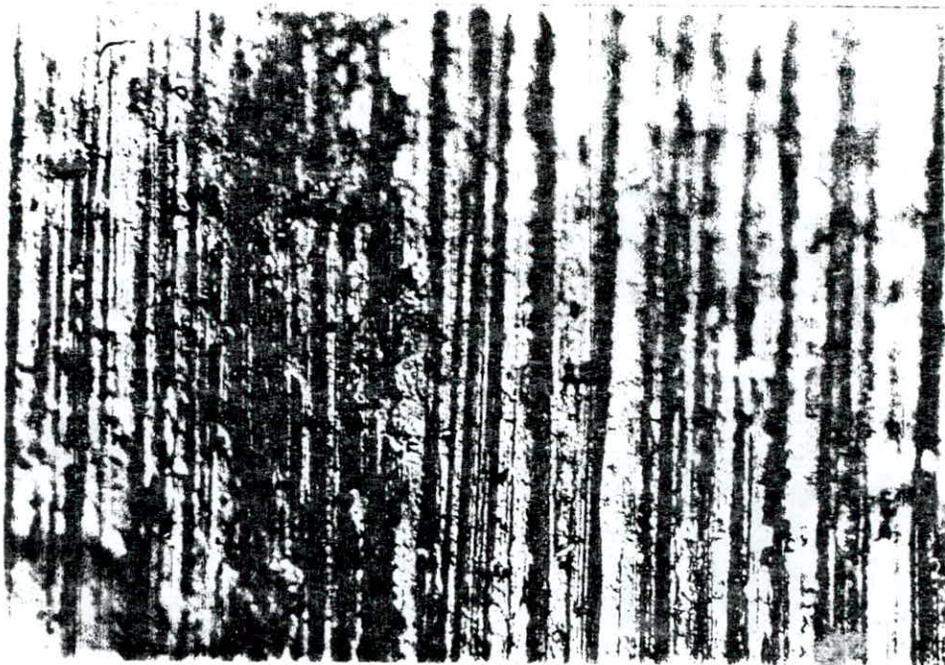


Figure 56 : Opération de l'estampage

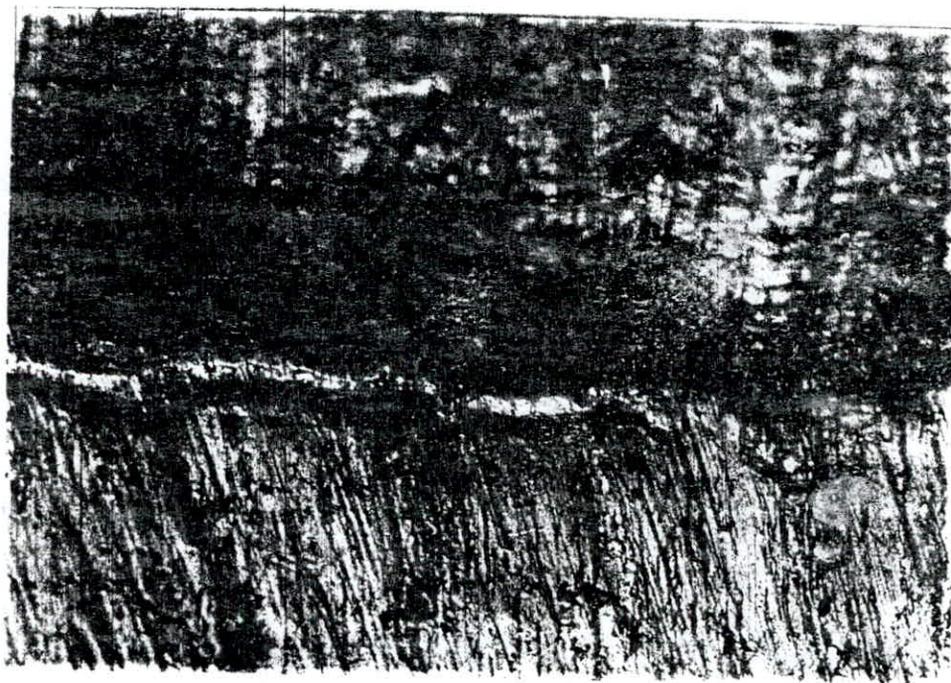


Figure 57 : Opération du laminage

--- CHAPITRE VI ---

INTERPRETATION DES RESULTATS

INTRODUCTION :

Le comportement des deux nuances d'acier diffère par la structure, la taille des grains, les caractéristiques mécaniques et physiques.

- EVOLUTION STRUCTURALE :

A l'état brut, la structure ferritique de l'acier X8C17 contenant le précipité $Cr_{23}C_6$ dispersé dans les grains et déposé le long des joints, la taille moyenne des grains est 5 (norme ASTM) les différentes étapes du processus de fabrication, provoquent la fragmentation des grains en accord avec la loi de Hall et Petch, la modification de leur forme, et l'augmentation de la concentration en défaut (ponctuels, dislocations,...). La modification la plus importante est provoquée par l'estampage. Les mêmes phénomènes se déroulent dans la structure austénitique de l'acier X8CN18 - 09

- ECROUISSAGE :

L'érouissage est lié aux modifications que subit la structure à l'accroissement de la concentration en défauts ponctuels et de la densité des dislocations. Dans le cas de la nuance ferritique la déformation essentiellement par glissement et peut être par maclage. L'érouissage en plus de la déformation des grains est provoqué par l'accumulation des défauts et particulièrement des dislocations dans les joints et par le freinage de leur mouvement par les particules du carbure $Cr_{23}C_6$ dispersé dans la matrice avec un taux de consolidation faible (0,2 à 0,5), l'acier subit une fragilité importante et affaiblissement de la tenacité,

avec un taux de consolidation élevé (0,5 à 0,9). L'acier X6CN18-09 subit un écrouissage important qui est accentué par la formation de martensite sur les joints de l'austenite, au cours de l'estampage la fraction de martensite dépend du taux de déformation, avec cet important écrouissage l'acier conserve une ductilité appréciable comparée à celle de l'acier X8C17, ceci explique la bonne adaptation de cette nuance en cours du processus.

- EVOLUTION DE L'ETAT DE SURFACE :

Les phénomènes d'usure et d'abrasion sont présentés surtout à la surface des couteaux M (Nuance ferritique). La surface est sérieusement affectée lors de l'estampage. Cette situation est due à la fragilité et à la faible tenacité du matériau. La surface du couteau H semble s'adapter mieux car la ductilité est appréciable avec une tenacité relativement élevée. Pour améliorer le comportement de l'acier ferritique au cours du processus de fabrication on doit agir sur les paramètres suivants :

1) - Le matériau

L'acier doit posséder une dureté élevée et suffisante pour supporter les charges appliquées par l'outil au cours de l'estampage, et pour les cylindres au cours du laminage et pendant l'opération de polissage.

2) - L'outil :

L'utilisation d'un outil de dureté proche de celle de l'acier est recommandé, ceci afin d'atténuer l'usure et l'abrasion.

3) - Lubrification :

Le lubrifiant utilisé pendant les opérations d'estampage, de laminage et de polissage, joue un rôle important, le choix d'un lubrifiant adéquat est recommandée.

--- (O N C L U S I O N) ---

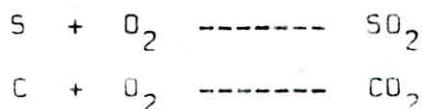
L'objet de cette étude est d'étudier le comportement des aciers inoxydable ferritique X8C17 et austénitique X6CN18 - 9, au cours du processus de fabrication des couteaux. Les résultats obtenus montre une meilleure adaptation de la nuance austénitique. Cette structure possède une bonne ductilité et subit un écrouissage important. La grande tenacité acquise lors de l'opération d'estampage n'affecte pas la ductilité du matériau à cause du taux de consolidation élevé. La formation d'une phase dure, la martensite, accroît le durcissement. Dans la nuance ferritique les carbures dispersés provoquent la fragilité de l'acier et affaiblissent la ductilité. La tenacité n'est pas très importante à cause du faible taux de consolidation. L'acier ferritique ne supporte pas convenablement les charges appliquées au cours de l'estampage, du laminage, et du polissage. Cela se traduit par l'apparition en surface de défauts d'usure, d'abrasion, de fissuration importants.

Nous avons proposés des remèdes sans, toutefois, entrer dans les détails car ces propositions nécessitent une discussion approfondie avec les partenaires industriels.

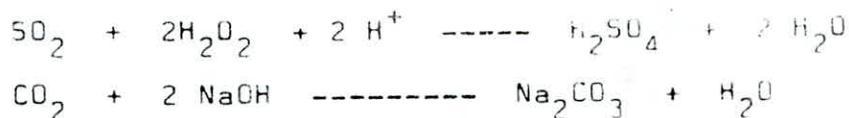
Cette étude exige un approfondissement du comportement au cours de l'estampage et du laminage en tenant compte des différents paramètres (Matériau, outil, lubrifiants et conditions opératoires).

ANALYSE CHIMIQUEDOSAGE DE CARBONE ET SOUFRE / ACIERS INOX / METHODE CONDUCTOMETRIQUE.1.-PRINCIPE (voir Schema 1).

Par calcination de la matiere au four(C) à environ 1300°C, et oxydation ulterieure par l'oxygene(L) le carbone et le soufre existants dans l'acier se transforment en dioxydes:



Les gaz passent par des cellules de mesure conductometrique (G) qui contiennent dissolutions de NaOH et $\text{H}_2\text{SO}_4/\text{H}_2\text{O}_2$ respectivement. Cela implique les reactions suivantes:



Les concentrations de H_2SO_4 et NaOH varient donc à l'interieur des cellules, d'ou il se produit une variation de la conductivité par changement de la concentration ionique. La variation conductometrique est transformée en % de C et S par le biais des circuits electroniques de l'appareil, et est affichée sur Z.

DOSAGE DU SILICIUM / ACIERS INOX, / METHODE GRAVIMETRIQUE1.-PRINCIPE

- Attaque par HCl, liberant le Si, et oxydation par HNO_3 et HClO_4 .
- Insolubilisation du SiO_2 en milieu perchlorique.
- Filtration, calcination et pesée du residu brut.
- Volatilisation du SiO_2 par HF en presence de H_2SO_4 , calcination et pesée.
- Calcul par difference du % en Si: Gravimetrie indirecte.

DOSAGE DU MANGANESE /ACIERS INOX. / METHODE SPECTROPHOTOMETRIQUE

Methode applicable aux aciers avec teneur en Mn comprise entre 0,01 et 4%.

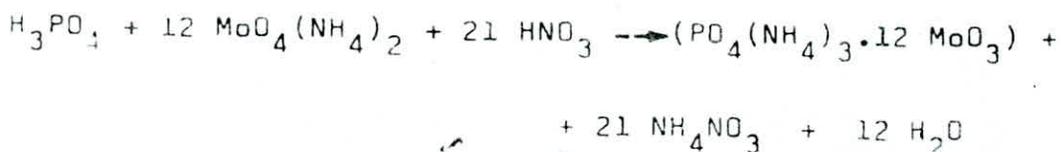
1. PRINCIPE:

- Mise en solution perchlorique (le chrome est oxydé et ne gene pas ulterieurement).
- Oxydation du Manganese(II) à l'etat permanganate:
$$\text{Mn}^{2+} + 4 \text{H}_2\text{O} \longrightarrow \text{MnO}_4^- + 8 \text{H}^+ + 5 \text{e}^-$$
- Determination spectrophotometrique.

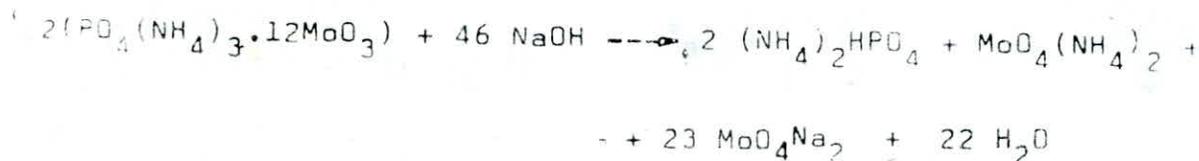
DOSAGE DU PHOSPHORE / ACIERS INOX. / METHODE VOLUMETRIQUE

1.-PRINCIPE

- Le melange Nitro-chloro-perchlorique attaque completement ce genre d'aciers et fait passer le phosphore à l'etat d'acide phosphorique.
- Le reactif molybdique tartrique precipite l'acide phosphorique sous forme de phosphomolybdate d'ammonium:



- On opere à une temperature voisine de l'ebullition sans craindre la formation d'acide tetramolybdique. Le phosphomolybdate formé est dosé alcalimetricquement par NaOH 0,1N Titrisol:





BIBLIOGRAPHIE

- 1 - Technique de l'ingénieur M321, 1976
- 2 - Technique de l'ingénieur M230, 1976
- 3 - J. BENARD, A. MICHAEL, J. PHILIBERT, J. TALBOT, *Metallurgie général*, Edition MASSON, 1984
- 4 - J. BARALIS, G. MAEDER, *Alliages ferreux T2*, Edition MASSON, 1982
- 5 - ANDRE ROOS, *Précis de métallographie appliqué*, Edition MASSON
- 6 - G. SAADA, *Déformation plastique*, Edition MASSON
- 7 - ANGELICA SCHRAEDER, ADOLF ROSE, *Métallographia II, Structure des Aciers*, 1966
- 8 - G. LEMASSON, L. BLAIN, *Matériaux de construction mécanique et électrique*, 6^{ème} Edition DUNOS
- 9 - *Metals Hand*, volume 9, 1985
- 10 - *Metals Hand*, Volume 3, 1988

